

XX Международная научно-техническая  
Уральская школа-семинар металловедов —  
молодых ученых

# УРАЛЬСКАЯ ШКОЛА МОЛОДЫХ МЕТАЛЛОВЕДОВ

---

## URAL SCHOOL FOR YOUNG METAL SCIENTISTS

Екатеринбург  
3–7 февраля 2020 г.





Министерство науки и высшего образования  
Российской Федерации

Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

Ключевой Центр превосходства «Материаловедение перспективных  
металлосодержащих материалов и технологий их обработки»

# **УРАЛЬСКАЯ ШКОЛА МОЛОДЫХ МЕТАЛЛОВЕДОВ**

.....

## **URAL SCHOOL FOR YOUNG METAL SCIENTISTS**

Сборник материалов  
XX Международной научно-технической  
Уральской школы-семинара металловедов — молодых ученых

(Екатеринбург, 3—7 февраля 2020 г.)

Екатеринбург  
Издательство Уральского университета  
2020

УДК 539:669(045)

ББК 34.22я43

У68

Рецензенты: кафедра физики ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет» (завкафедрой, проф., д-р физ.-мат. наук *И. Г. Коршунов*); проф., д-р физ.-мат. наук *В. Г. Пушин*, руководитель отдела электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов», гл. науч. сотр. (Институт физики металлов УрО РАН)

Председатель — проф., д-р техн. наук *А. А. Попов*

Зампредседателя — академик РАН *В. М. Счастливцев*

Ответственный за выпуск — вед. инженер *К. И. Луговая*

Редакционная коллегия:

проф., д-р техн. наук *М. Л. Лобанов*; проф., канд. техн. наук *С. Л. Демаков*; доц., канд. хим. наук *Н. Г. Россина*; доц., канд. техн. наук *А. Г. Илларионов*; доц., канд. техн. наук *С. В. Беликов*; доц., канд. техн. наук *О. Ю. Корниенко*; доц., канд. техн. наук *М. С. Карабаналов*; доц., канд. техн. наук *С. В. Гриб*; доц., канд. техн. наук *А. С. Юровских*; доц., канд. техн. наук *Ф. В. Водолазский*; доц., канд. техн. наук *С. И. Степанов*; доц., канд. техн. наук *М. А. Жиякова*; доц., канд. техн. наук *Н. А. Попов*, канд. техн. наук *А. Ю. Жияков*; канд. техн. наук *М. А. Зорина*; вед. инженер *С. В. Данилов*; аспирант *Я. А. Кылосова*; аспирант *Н. А. Баранникова*; аспирант *Р. И. Петров*, аспирант *А. А. Корнев*, аспирант *М. А. Шабанов*, аспирант *А. О. Петрова*

**Уральская школа молодых металлосведов = Ural school for young metal scientists** : сборник материалов XX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлосведов — молодых ученых (Екатеринбург, 3—7 февраля 2020 г.) ; М-во науки и высш. образования РФ. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2020. — 625 с.

ISBN 978-5-7996-3134-5

Сборник содержит научные материалы о достижениях молодых ученых, аспирантов и студентов в области материаловедения и освещает актуальные проблемы развития, обработки, создания и исследования новых металлических и композиционных материалов и покрытий.

Сборник предназначен для научных работников в сфере материаловедения, аспирантов и студентов, интересующихся данной тематикой.

УДК 539:669(045)

ББК 34.22я43

*Ответственность за содержание и оформление публикуемых материалов несут авторы.*

ISBN 978-5-7996-3134-5

© Уральский федеральный университет, 2020

Reviewers:

department of physics, Ural State Mining University (head of the department—professor, doctor of physical and mathematical sciences G. I. Korshunov);

professor, doctor of physical and mathematical sciences V. G. Pushin, Head of the laboratory of metallurgical science of non-Ferrous (Institute of Metal Physics UB RAS)

Publication editor — prof., doctor of tech. science *A. A. Popov*

Deputy publication editor — academic RAS *V. M. Schastlivtsev*

Responsible for release — lead engineer *K. I. Lugovaya*

Editorial staff:

prof., doctor of tech. science *M. L. Lobanov*; prof., doctor of tech. science *S. L. Demakov*; associate professor, PhD in Chemical Science *N. G. Rossina*; associate professor, PhD in Technical Sciences *A. G. Illarionov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *S. V. Belikov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *O. Yu. Kornienko*; associate professor, PhD in Technical Sciences *M. S. Karabanalov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *S. V. Grib*; associate professor, PhD in Technical Sciences *A. S. Yurovskikh*; associate professor, PhD in Technical Sciences *F. V. Vodolazsky*; associate professor, associate professor, PhD in Technical Sciences *S. I. Stepanov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *M. A. Zhilyakova*; associate professor, PhD in Technical Sciences *N. A. Popov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *A. Yu. Zhilyakov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *M. A. Zorina*; lead engineer *S. V. Danilov*; post-graduate student *Ya. A. Kylosova*; post-graduate student *N. A. Barannikova*; post-graduate student *R. I. Petrov*; post-graduate student *A. A. Korenev*; post-graduate student *M. A. Shabanov*; post-graduate student *A. O. Petrova*

**Ural school for young metal scientists** : conference proceedings of XX International Ural school-seminar for young metal scientists (Yekaterinburg, 3–7 February 2020). — Yekaterinburg : Ural University, 2020. — 625 p.

ISBN 978-5-7996-3134-5

Conference proceedings contains papers about the achievements of young scientists, graduate students and students in the field of materials science of light alloys. The papers highlight current issues of development, processing, creation and research of new metal and composite materials and coatings for aerospace, marine and other industries. Conference proceedings are addressed to material science researchers, graduate students and students interested in this subject.

*Authors of reports are responsible for the content and design of published materials.*

.....

## **СЕКЦИЯ 1**

Свойства металлов и сплавов  
после деформационного  
и термического воздействия

.....

УДК 539.3/6:669.055(075.8)

**Н. Н. Ситников<sup>1,2\*</sup>, А. В. Шеляков<sup>2</sup>, И. А. Хабибуллина<sup>1</sup>, Г. В. Сивцова<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Исследовательский центр имени М. В. Келдыша, г. Москва

<sup>2</sup> Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва

\* *sitnikov\_nikolay@mail.ru*

## СЛОИСТЫЕ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ ЛЕНТЫ ИЗ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ С ОБРАТИМЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Сплавы, обладающие эффектом памяти формы, являются перспективными материалами для создания приводов различных устройств. Для миниатюризации таких устройств, создания микро- и, возможно, наноустройств является актуальным получение тонкомерных материалов с эффектом обратимой памяти формы (ЭОПФ). Данная работа посвящена исследованию свойств быстрозакаленных аморфно-кристаллических тонких лент из сплава системы  $TiNi-TiCu$ , обладающих ЭОПФ.

*Ключевые слова:* обратимый эффект памяти формы, аморфное состояние, кристаллическое состояние, сверхбыстрая закалка, композит

**N. N. Sitnikov, A. V. Shelyakov, I. A. Khabibullina, G. V. Sivtsova**

## LAMINATED AMORPHOUS-CRYSTALLINE RAPID QUENCHED RIBBONS OF $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ALLOY WITH TWO-WAY SHAPE MEMORY EFFECT

Alloys with shape memory effect are promising materials for the creation actuators of various devices. For the miniaturization of devices it becomes relevant to obtain thin-dimensional materials with the effect of two-way shape memory (TWSME). This work is devoted to the study of the properties of rapid-quenched amorphous-crystalline thin ribbons from the  $TiNi-TiCu$  alloy system, possessing TWSME.

*Key words:* two-way shape memory effect, amorphous state, crystalline state, rapid quenching, composites

**В** качестве объекта исследования был выбран сплав квазибинарной системы  $TiNi-TiCu$  с 25 ат. %  $Cu$ , полученный методом сверх-

быстрой закалки из расплава (метод спиннингования расплава). Заготовки сплава расплавлялись в кварцевом тигле в атмосфере гелия и экструдировались через сопло в тигле на поверхность вращающегося медного диска. В результате этого процесса, происходящего со скоростью охлаждения расплава  $10^5 \dots 10^6$  К/с, получали тонкие ленты толщиной 30...50 мкм и шириной от 1 до 2 мм в аморфно-кристаллическом состоянии.

В зависимости от скорости охлаждения расплава, определяемой технологическими параметрами процесса закалки, в лентах формируется аморфное, кристаллическое или аморфно-кристаллическое состояние [1; 2]. При скоростях охлаждения расплава  $10^6$  К/с и выше весь объем ленты из сплава  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  находится в аморфном состоянии, а при скоростях охлаждения расплава  $10^5$  К/с и ниже лента имеет кристаллическую структуру. При промежуточных значениях скорости охлаждения расплава ( $10^5 \dots 10^6$  К/с) может происходить кристаллизация в объеме аморфной матрицы. При равномерном отводе тепла и соблюдении оптимальных технологических параметров спиннингования на неконтактной поверхности ленты образуется тонкий слой кристаллической фазы и формируется аморфно-кристаллическая лента с резкой границей, разделяющей аморфное и кристаллическое состояния на слои, т. е. лента представляет собой слоистый структурный композит (рис. 1) [1].

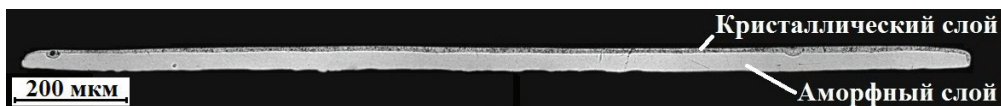


Рис. 1. РЭМ-изображения типичного поперечного сечения слоистого быстрозакаленного аморфно-кристаллического композита из сплава  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$

За счет изменения скорости охлаждения расплава возможно варьирование соотношения толщин аморфного и кристаллического слоев. В частности, снижение скорости охлаждения от  $8,9 \cdot 10^5$  до  $4,2 \cdot 10^5$  К/с приводит к увеличению толщины кристаллического слоя от 2 до 12,5 мкм (рис. 2, а–е). При этом во всех образцах быстрозакаленных слоистых аморфно-кристаллических композитов наблюдается ЭОПФ с деформацией изгибом без дополнительной термомеханической обработки. Данный эффект заключается в следующем — в ис-

ходном состоянии при комнатной температуре образец имеет прямолинейную форму (рис. 2, *ж*); при нагреве выше температуры  $A_n$  он начинает изгибаться и при температуре выше  $A_k$  ( $A_n$ ,  $A_k$  — температуры начала и конца обратного мартенситного превращения для сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ) принимает форму близкую к кольцу. Например, для образца со средними значениями толщин кристаллического и аморфного слоев 10 мкм и 30 мкм соответственно, диаметр кольца составляет около 16 мм. Охлаждение образца до температуры ниже  $M_k$  приводит к его возврату в исходное прямолинейное состояние. В дальнейшем данный эффект повторяется в цикле нагрев — охлаждение [2].

Для более детальных исследований быстрозакаленной слоистой аморфно-кристаллической ленты был выбран образец с общей толщиной около 40 мкм и толщиной кристаллического слоя 10 мкм. В совокупности были проведены следующие исследования: оптическая, просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия с энергодисперсионным рентгеновским микроанализом; рентгеноструктурный анализ; измерение микротвердости; дифференциальная сканирующая калориметрия; измерения температурной зависимости формоизменения при реализации ЭОПФ; оценено быстрodeйствие и количество циклов реализации ЭОПФ и др.

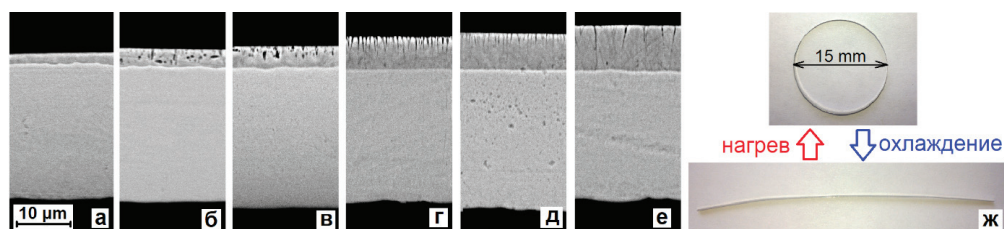


Рис. 2. СЭМ-изображения поперечного сечения слоистых аморфно-кристаллических лент из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , полученных при разных скоростях охлаждения расплава: от  $8,9 \cdot 10^5$  (а) до  $4,2 \cdot 10^5$  К/с (е). Проявление ЭОПФ (ж)

На основе полученных экспериментальных данных предложена качественная структурная модель материала, которая корректно описывает механическое поведение быстрозакаленного аморфно-кристаллического ленточного композита [1]. Способность разработанного аморфно-кристаллического композита к обратимой изгибной деформации была использована для создания приводных элементов с ЭОПФ

на изгиб для микромеханических устройств различного назначения. В частности, были разработаны и изготовлены макеты микропинцетов для задач захвата разнородных субмикро- и микрообъектов [3].

*Работа выполнена по гранту при финансовой поддержке РФФИ,  
проект № 19-72-00145.*

### **Литература**

1. Формирование обратимого эффекта памяти формы в сплаве TiNiCu методом спиннингования / А. В. Шеляков [и др.] // Известия РАН. Серия физическая 2015. Т. 79, № 9. С. 1281–1287.
2. Sitnikov N. N. Shape memory effect in a rapidly quenched  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  alloy / N. N. Sitnikov, A. V. Shelyakov, I. A. Khabibullina // Russian Metallurgy (Metallurgy). 2017. № 10. P. 794–800.
3. Development of micromechanical device on the base of two-way shape memory alloy ribbon / A. Shelyakov [et al.] // Acta Physica Polonica. 2018. V. 134, № 3. P. 708–7013.



УДК 669.295:669-179:623.093

**А. В. Шалин, А. С. Степушин\*, Ф. В. Макаров**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва

\* *69steel@gmail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук С. В. Скворцова

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ОКИСЛЕНИЯ В ВОЗДУШНОЙ АТМОСФЕРЕ НА СТОЙКОСТЬ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ОБРАБОТКЕ В ВАКУУМЕ**

В работе проведен анализ продолжительности нагрева в воздушной атмосфере на закономерности формирования оксидных пленок на титановом сплаве ВТ6. Изучена кинетика их растворения при последующем вакуумном отжиге. Определен оптимальный режим, формирующий оксидную пленку с лучшими изоляционными свойствами от проникновения водорода при наводороживающем отжиге.

*Ключевые слова:* титановый сплав, изотермическая обработка, оксидная пленка, термическая обработка, градиентная структура, наводороживающий отжиг

**A. V. Shalin, A. S. Stepushin, F. V. Makarov**

## **INVESTIGATION OF THE EFFECT OF ISOTHERMAL EXPOSURE IN AN AIR ATMOSPHERE ON THE RESISTANCE OF OXIDE FILMS ON A TITANIUM ALLOY DURING THERMAL HYDROGEN TREATMENT**

Influence of air atmosphere heat treatment duration on the patterns of oxide films formation in VT6 titanium alloy was investigated in this paper. The kinetics of films dissolution during subsequent vacuum annealing was studied. The optimal heat treatment mode to form an oxide film with the best insulating properties to protect alloy from hydrogen penetration during hydrogenous annealing was determined.

*Key words:* titanium alloy, isothermal treatment, oxide film, heat treatment, gradient structure, hydrogenous annealing

В настоящее время перспективным направлением развития титановых сплавов, является их применение для защиты от интенсивных ударных нагрузок. Одним из параметров, предъявляемых к общим техническим требованиям, необходимым для изготовления и сертификации данных материалов, является ГОСТ 50963–96 [1]. Перспективными считаются методы, направленные на создание в материале «линейных» градиентных структур. Одним из таких методов может являться термоводородная обработка, основанная на обратимом легировании водородом [2]. Однако для этого необходимо «изолировать» остальные стороны полуфабриката или изделия от проникновения водорода. В ранее проведенных собственных исследованиях [3] было показано, что наиболее эффективными для этой цели являются оксидные пленки, сформированные при длительной изотермической обработке при температуре 900 °С. В тоже время такая оксидная пленка имеет достаточно хрупкий верхний слой, что может негативно сказываться на ее свойствах. Поэтому цель настоящих исследований состояла в определении наиболее оптимальной длительности высокотемпературного окисления для предотвращения проникания водорода при последующем наводороживающем отжиге.

Исследования проводили на образцах, вырезанных из плиты толщиной 12,5 мм титанового сплава ВТ6. В начале работы изучались закономерности формирования оксидных пленок при температуре 900 °С в зависимости от продолжительности термической обработки в воздушной атмосфере и кинетика их растворения при последующей обработке в вакууме. Показано, что с уменьшением времени окисления с 4 часов до 30 мин прочность сцепления окалина с образцом увеличивается, а хрупкость, твердость окисных пленок и их толщина с альфированным слоем уменьшаются. Следует отметить, что твердость окалины косвенно свидетельствует о количестве кислорода в ней (табл. 1).

Таблица 1

Свойства окисных пленок  
в зависимости от времени выдержки при 900 °С

Параметры	Время окисления на воздухе, ч		
	4	2	0,5
HV <sub>0,05</sub>	1000	850	850
Толщина, мкм	130	120	70

Установлено, что вакуумный отжиг приводит к полному сохранению оксидной пленки после выдержки в течение 4 и 2 часов, частичному растворению пленки при окислении в течение 1 часа и к полному растворению — при выдержке в течение 0,5 часа. Наиболее значительное увеличение протяженности альфированного слоя наблюдается после изотермической обработки в течение 4 и 2 часов. Это связано с отсутствием растворимости оксидной пленки в процессе вакуумного отжига и диффузией кислорода вглубь металла (табл. 2).

Таблица 2

Влияние вакуумного отжига на свойства окисных пленок

Параметры	Режим обработки		
	900 °С, 4 часа, ВО: 800°, 0,5 часа	900 °С, 2 часа, ВО: 800°, 0,5 часа	900 °С, 0,5 часа ВО: 800°, 0,5 часа
HV <sub>0,05</sub>	1100	950	850
Толщина, мкм	250	170	100

На следующем этапе были исследованы «защитные» свойства оксидных пленок, сформированных при температуре 900 °С в течение 4 и 2 часов, в процессе наводороживающего отжига в  $\beta$ -области до концентрации 0,4 % водорода.

Показано, что в образцах, предварительно окисленных в течение 4 и 2 часов со стороны свободной от окислов, формируется  $(\alpha''+\beta)$ -структура. Так как в процессе наводороживающего отжига создаются условия, при которых практически весь водород концентрируется в поверхностном слое образца, то преобразование структуры происходит не по всей его толщине, а только на некоторую глубину. Установлено, что со сторон, «изолированных» оксидной пленкой, на образце, окисленном в течение 4 часов, уже на расстоянии 100 мкм от поверхности формируется  $(\alpha+\beta)$ -структура без следов мартенсита, что свидетельствует об отсутствии проникновения водорода (рис. 1, а). В тоже время на образце, окисленном в течение 2 часов, еще на расстоянии 400 мкм в структуре присутствует  $\alpha''$ -мартенсит (рис. 1, б). Это говорит о растворении оксидной пленки в процессе наводороживающего отжига и частичном проникновении водорода с данных сторон.

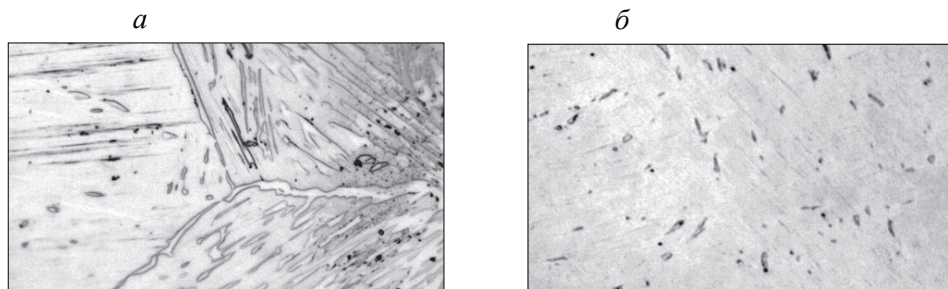


Рис. 1. Структура на образцах со сторон, изолированных оксидной пленкой, окисленных в течение 4 часов (а) и 2 часов (б) с последующим наводороживающим отжигом до 0,4 %

Таким образом, на основании проведенных исследований установлено, что лучшими изоляционными свойствами против проникновения водорода при наводороживающем отжиге обладает оксидная пленка, сформированная при высокотемпературном отжиге в течение 4 часов.

### Литература

1. ГОСТ Р 50963—96. Защита броневая специальных автомобилей. Общие технические требования. М. : Издательство стандартов, 2003. 30 с.
4. Водородная технология титановых сплавов / А. А. Ильин [и др.]. М. : МИСиС, 2002. 392 с.
5. Изучение кинетики разрушения оксидных пленок на титановых сплавах при обработке в вакууме / С. В. Скворцова и [и др.] : сборник тезисов. М. : НИТУ «МИСиС», 2019. С. 45—46

УДК 621.777

**Н. И. Бушуева**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*buschuevan2013@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## ВОЛОЧЕНИЕ МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ С УЧЕТОМ СКОРОСТНЫХ ЭФФЕКТОВ ПРОЦЕССА

Рассмотрен процесс волочения медной проволоки на стане грубого волочения без скольжения с 14 проходами при учете скорости деформации. Отмечено, что скорость деформации возрастает по проходам с высокой степенью интенсивности, достигая высоких конечных значений. Соответственно, несмотря на характеристику процесса волочения как реализацию способа холодной деформации, может происходить скоростное упрочнение металла. Это обстоятельство должно быть учтено при расчете энергосиловых параметров процесса.

*Ключевые слова:* волочение, медь, медная проволока, скорость деформации, упрочнение материала

**N. I. Bushueva**

## DRAWING OF COPPER WIRE TAKING INTO ACCOUNT THE SPEED EFFECTS OF THE PROCESS

The process of drawing copper wire was reviewed on a mill of rough drawing without sliding with 14 passes taking into account the deformation rate. It is noted that the deformation rate increases along the passages with a high degree of intensity reaching high final values of the deformation rate. Accordingly, despite the characteristic of the drawing process as the carrying out method of cold deformation can occur the high-speed hardening of the metal. This circumstance should be taken into account when calculating the power parameters of the process.

*Key words:* drawing, copper, copper wire, strain rate, material hardening

**В**лияние скорости деформации при холодном деформировании является слабо изученной областью в отличие от процессов го-

рячей деформации. Актуальность изучения данной темы обуславливается состоянием технологического прогресса, обеспечивающим создание оборудования повышенной производительности [1]. Важно заметить, что в процессе холодной деформации рекристаллизации не происходит, а следовательно, стоит обратить внимание на процессы, связанные с явлением возврата. Если речь идет о высокоскоростной деформации, важно отметить, что она может сопровождаться двумя конкурирующими процессами — деформационным упрочнением и тепловым разупрочнением. В работе [2] отмечается, что отвод тепла из очага деформации при волочении может не произойти, правда, это касается стальной проволоки, у которой теплопроводность намного ниже, чем у медной. Результатом чего может служить тот факт, что тепловое разупрочнение может произойти быстрее, чем деформационное. Кроме того, деформация может локализоваться в небольшой области очага, где выделяется тепло, и не распространяться по всему объему деформируемой области.

В данной работе рассматривается производство медной проволоки, расположенное на промышленной площадке предприятия АО «Уралэлектромедь» в г. Верхней Пышме. Продукция производится из меди высокой чистоты марки М001. Процесс производства проволоки диаметром до 1 мм осуществляется на стане грубого волочения без скольжения MSM 85.

Изучен маршрут волочения проволоки диаметром 1,04 мм из катанки диаметром 8 мм. В соответствии с этим маршрутом была рассчитана скорость деформации по формуле:

$$\xi = \frac{6 \cdot \ln \lambda \cdot \operatorname{tg} \alpha}{(\lambda \cdot \sqrt{\lambda} - 1) \cdot d_1} \cdot \vartheta_1,$$

где  $\lambda$  — коэффициент частной вытяжки;

$\alpha$  — полуугол волоки;

$d_1$  — диаметр проволоки после прохода;

$\vartheta_1$  — скорость выхода металла из инструмента.

Полученные значения скорости деформации представлены на рисунке.

Анализируя полученную зависимость, можно сделать вывод о том, что она не линейна, нарастание скорости деформации происходит очень интенсивно, что объясняется действием одновременно двух факторов: возрастанием линейной скорости и уменьшением диаметра.

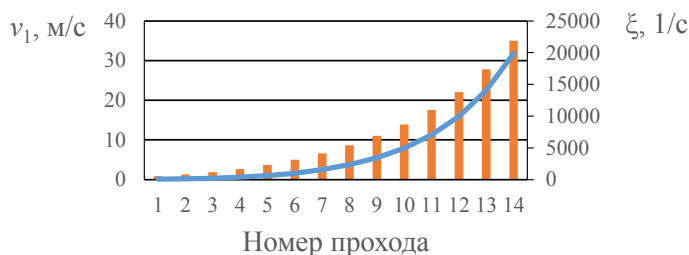


Рис. Распределение по проходам скорости деформации  $\xi$  (кривая по точкам проходов) и скорости волочения  $v_1$  (темные столбцы)

Здесь сказывается влияние конструкции волочильного стана. Для такой кинематической схемы необходимо обеспечить условие постоянства секундных объемов, что желательно, но не обязательно для станков магазинного типа.

В работе [3] был проведен анализ полей распределения скоростей деформации в зависимости от угла конической зоны. В результате было выявлено, что при увеличении угла конусности деформация проволоки происходит преимущественно в поверхностных слоях. Это приводит к тому, что поверхностные слои упрочняются больше по сравнению с центральными. При повышении скорости волочения необходимо учитывать не только значение скорости деформации, но и характер ее распределения, так как именно распределение скорости деформации в конической зоне волокна формирует равномерность напряженно-деформированного состояния по сечению проволоки. По итогу проведенных экспериментов авторами статьи [3] было установлено, что использование волок с уменьшенным углом конической зоны снижает сопротивление деформации.

В некоторых работах [4; 5] указывается на то, что скорость деформации влияет также на формирование текстуры металла, что может сказываться на прочностных и пластических свойствах деформируемого металла.

### Литература

1. Влияние скорости деформации на свойства электротехнической меди / Ю. Н. Логинов [и др.] // Металлы. 2011. № 2. С. 31–39.
2. Харитонов В. А., Голивин С. М. Особенности высокоскоростной деформации при волочении проволоки // Моделирование и развитие процессов ОМД. 2014. № 20. С. 71–76.

3. Авсейков С. В., Бобарикин Ю. Л. Влияние скорости деформации на сопротивление пластическому деформированию углеродистой латунированной проволоки в процессе тонкого волочения // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П. О. Сухого. 2013. № 3. С. 25–31.

4. Расчет деформаций и экспериментальное исследование текстуры в нагартованной медной проволоке / Ю. Н. Логинов [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 5. С. 38–44.

5. Bhattacharyya A., Rittel D., Ravichandran G. Effect of strain rate on deformation texture in OFHC copper // Scripta Materialia. 2005. V. 52. P. 657–661.



УДК 621.7.04

**Ю. В. Замараева**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*zamaraevajulia@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## ОБЖАТИЕ МАГНИЕВОГО ШАРА ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Областью применения разработки является изготовление шаров из магниевых сплавов для применения в бурильных работах. Предложено подвергать шары воздействию жидкости высокого давления в гидростате. Для оценки объемных деформаций, возникающих при пластическом сжатии шара, применено поле кинематически возможных скоростей в сферической системе координат. После операций частного дифференцирования и упрощения формул получено выражение для расчета степени деформации объема.

*Ключевые слова:* магниевые шары, расчет деформаций, уплотнение, компоненты тензора деформации

**J. V. Zamaraeva**

## COMPRESSION OF A MAGNESIUM BALL BY HYDROSTATIC PRESSURE

The scope of development is the manufacture of balls of magnesium alloys for use in drilling operations. It is proposed to expose the balls to the action of a high-pressure fluid in a hydrostat. To estimate the volumetric deformations arising during plastic compression of the ball, the field of kinematically possible velocities in a spherical coordinate system is applied. After operations of partial differentiation and simplification of formulas, an expression is obtained for calculating the degree of volume deformation.

*Key words:* magnesium balls, strain analysis, compaction, strain tensor components

**В**нефтедобыче магниевые шары выполняют роль клапанов, временно запирающих скважины и саморастворяющихся под воздействием бурильных растворов [1]. Для изготовления шаров применяют различные способы обработки металлов давлением [2], а некоторые из этих способов предлагалось применять для шаров из магния [3].

Одним из наиболее дешевых способов производства шаров при малом сортаменте является отливка цилиндрической заготовки и последующее вытачивание из нее шара на токарном оборудовании. При этом возникает проблема наличия остаточной пористости как наследия литейного передела. Вариантом ликвидации этой пористости является обжатие заготовки жидкостью высокого давления, например, в гидростате. Схема обжатия приведена на рис.

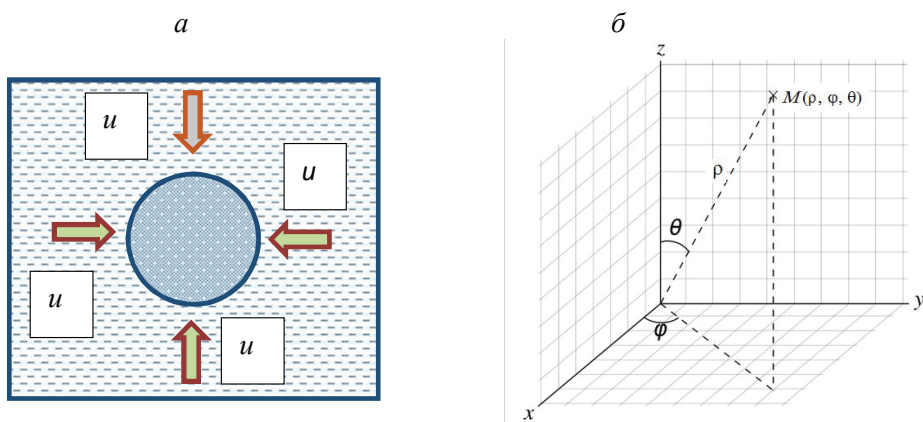


Рис. Схема обжатия шара жидкостью высокого давления (а) и сферическая система координат  $\rho\varphi\theta$  (б), размещенная в декартовой системе  $xuyz$

При отсутствии сдвигов в сферической системе координат тензор деформаций описывается компонентами  $\varepsilon_{\rho\rho}$ ,  $\varepsilon_{\varphi\varphi}$ ,  $\varepsilon_{\theta\theta}$ :

$$\varepsilon_{\rho\rho} = \frac{\partial u_{\rho}}{\partial \rho}; \quad (1)$$

$$\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{\partial u_{\theta}}{\partial \theta} + \frac{u_{\rho}}{\rho}; \quad (2)$$

$$\varepsilon_{\varphi\varphi} = \frac{1}{\rho \sin \theta} \frac{\partial u_{\varphi}}{\partial \varphi} + \frac{u_{\theta}}{\rho} \operatorname{ctg} \theta + \frac{u_{\rho}}{\rho}. \quad (3)$$

Если центр координат совместить с центром шара, то при упругом или пластическом сжатии шара возникнет перемещение частиц  $u_{\rho}$ , направленное к центру шара. Допустим, что поверхность шара смещается внутрь с величиной перемещения  $u$ .

Тогда возникает два граничных условия

$$u_{\rho} \big|_{\rho=0} = 0 ; \quad (4)$$

$$u_{\rho} \big|_{\rho=R} = -u . \quad (5)$$

Здесь знак минус означает, что перемещение осуществляется против направления оси  $\rho$ . Учтем, что если перемещение осуществляется строго в направлении центра, то  $u_{\theta} = u_{\varphi} = 0$ , т. е. угловые перемещения отсутствуют. Далее необходимо создать кинематически возможное поле перемещений, то есть такое поле, которое удовлетворяет граничным условиям кинематики. Для компактного материала здесь понадобилось бы также применить условие несжимаемости, но можно считать, что среда как раз пластически сжимаемая, что позволяет осуществить уплотнение.

Походящая функция для описания перемещения  $u_{\rho} = -u \cdot \rho / R$ . Здесь выполняются граничные условия (4) и (5).

Осуществляя дифференцирование и упрощения по формулам (1)–(3) получаем

$$\varepsilon_{\rho\rho} = \frac{\partial \left( -u^* \frac{\rho}{R} \right)}{\partial \rho} = -\frac{u}{R} ; \quad (6)$$

$$\varepsilon_{\rho\rho} = 0 + \frac{-u^* \frac{\rho}{R}}{\rho} = -\frac{u}{R} ; \quad (7)$$

$$\varepsilon_{\varphi\varphi} = 0 + 0 + \frac{-u^* \frac{\rho}{R}}{\rho} = -\frac{u}{R} . \quad (8)$$

Здесь видно, что при обжатии шара компоненты тензора деформации оказались равными, что следовало ожидать из условия симметрии. Если целью обжатия является ликвидация пористости, то придется рассчитать степень деформации объема

$$\varepsilon = \varepsilon_{\rho\rho} + \varepsilon_{\varphi\varphi} + \varepsilon_{\theta\theta} = 3\varepsilon_{\rho\rho} = -3u/R \quad (9)$$

и воспользоваться кривыми упрочнения для сжимаемого материала [4]. После этого удастся рассчитать необходимое давление гидростата.

## Литература

1. Effects of alloying elements on microstructure and properties of magnesium alloys for tripling ball / D. H. Xiao [et. al.] // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2015. V. 46 (10). P. 4793–4803.
2. Высокопроизводительная технология изготовления магниевых заготовок под закрытую штамповку / С. П. Буркин [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2001. № 1. С. 11–15.
3. Логинов Ю. Н., Буркин С. П., Луканихин Н. Ю. Исследование штамповки шаров из цилиндрических заготовок // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 1998. № 10. С. 34–37.
4. Развитие методов математического моделирования пластической деформации металлических пористых сред / Ю. Н. Логинов // Научно-технические ведомости СПбГТУ. 2005. № 2 (40). С. 64–70.

УДК 669.15-194.57:539.374

**А. Н. Морозова<sup>\*1</sup>, В. А. Хотин<sup>2</sup>, Г. В. Шапов<sup>2</sup>, В. М. Фарбер<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*Zazma7@mail.ru*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ УДАРНОМ ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ ВЫСОКОВЯЗКОЙ СТАЛИ

Изучены профили изломов и распределение микротвердости в области сжатия образцов Шарпи из стали 08Г2Б с волокнистым строением, сформированным безрекристаллизационной контролируемой прокаткой с ускоренным охлаждением. Выявлены факторы чрезвычайно высокой ударной вязкости стали в случае разрушения образцов Шарпи, вырезанных вдоль направления прокатки, когда разрушение происходит перпендикулярно поверхности волокон.

*Ключевые слова:* высоковязкая сталь, ударный изгиб, зоны разрушения, пластический шарнир, зона долома

**A. N. Morozova, V. A. Khotinov, G. V. Schapov, V. M. Farber,**

## THE STUDY OF PLASTIC DEFORMATION UPON IMPACT BENDING OF SAMPLES OF HIGH-DUCTILE STEEL

The fracture profiles and distribution of the microhardness in regions adjacent to the fracture surface in the region of tension of Charpy samples of the high-viscous 08G2B steel with a filamentary structure formed by nonrecrystallization controlled rolling with an accelerated cooling have been studied. The factors that provide the extremely high impact toughness of steel in the case of the fracture of the Charpy samples perpendicular to the surface of filaments have been revealed.

*Keywords:* highductile steel, impact testing, fracture surface zones, plastic hinge, fuller zone

**Ц**елью исследования явилось изучение энергии разрушения образцов Шарпи анизотропной стали 08Г2Б.

Образцы Шарпи стали 08Г2Б для испытаний на ударный изгиб вырезались поперек направления прокатки из середины листа, V-образный надрез по типу 2 располагался вдоль направления прокатки перпендикулярно поверхности листа. Полученные данные по структуре, распределению деформации и механическим свойствам сопоставлялись с таковыми, полученными для образцов с надрезом типа 1 (по ГОСТ 9454–78). Ударное нагружение образцов при температурах  $+20\ldots-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  проводилось на копре с падающим грузом INSTRON CEAST 9350. Измерения микротвердости пирамидой Виккерса при нагрузке 9 Н проводились на микротвердомере CSM МНТ. Для отыскания связи между степенью деформации  $\varepsilon$  и величиной микротвердости  $HV_{\mu}$  было проведено микроиндентирование образцов, прокатанных с разной степенью деформации. Полученная зависимость  $HV_{\mu} = f(\varepsilon)$  была аппроксимирована линейной функцией:  $HV_{\mu} = 1,3 \cdot \varepsilon + 260$ . Такой подход позволил по значениям микротвердости  $HV_{\mu}$  оценить степень деформации  $\varepsilon$  в локальных областях образцов.

Анализ экспериментальных данных, полученных при разрушении динамическим изгибом образцов высоковязкой стали 08Г2Б со слоевой структурой, показал, что распространение магистральной трещины (заданное надрезом образца Шарпи) в образцах 2 перпендикулярно к поверхности слоев и видоизменяет или интенсифицирует большинство процессов пластической деформации и разрушения по сравнению с аналогичными процессами в образце 1, где магистральная трещина распространяется вдоль слоев (надрез ориентирован перпендикулярно к направлению прокатки и поверхности листа). В образце 2 в области растяжения усложняется рельеф поверхности разрушения в результате появления выступов и впадин величиной до 2 мм при пересечении магистральной трещиной поверхности слоев; в области сжатия в результате интенсивного пластического течения возникают два пластических шарнира с осями, содержащими высокую плотность линий скольжения.

Судя по микротвердости в образце 2 резко возрастает наклеп (плотность дислокаций), в локальных участках выступов на поверхности разрушения вблизи пластических шарниров, где достигаются экстравысокие значения (до  $500\text{ }HV_{\mu}$ ), общий наклеп всего образца средней микротвердости металла в области сжатия составляет  $400\text{ }HV_{\mu}$  (в образце 1– $350\text{ }HV_{\mu}$ ), причем в образце 2 пластическое течение (наклеп) испытывают все участки области сжатия.

При одинаковых условиях испытания увеличение траектории магистральной трещины, сопротивление ее распространению, энергозатраты на пластическую деформацию приводит к возрастанию ударной вязкости на 37 % (от  $KCV^{-60} = 206 \text{ Дж/см}^2$  в образце 1, до  $KCV^{-60} = 285 \text{ Дж/см}^2$  в образце 2).

Показано, что первопричина всех изменений в характеристиках пластического течения и разрушения при распространении магистральной трещины поперек слоев связана с увеличением масштаба легкой пластической деформации в окрестностях границ слоев, где реализуется плоское напряженное состояние.

УДК 669.3:539.89:539.25

**Д. Н. Абдуллина<sup>\*</sup>, И. В. Хомская, В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова,  
А. Э. Хейфец**

Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

*\*abdullina@imp.uran.ru*

Научный руководитель — д-р техн. наук И. В. Хомская

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ Cu–Cr, Cu–Zr И Cu–Cr–Zr ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИИ

Исследовали влияние высокоскоростной деформации методом динамического канально-углового прессования и последующего отжига на структурные изменения, прочностные свойства и электропроводность дисперсионно-твердеющих сплавов Cu–Zr, Cu–Cr и Cu–Cr–Zr.

*Ключевые слова:* медные сплавы, субмикроструктурная структура, высокоскоростное прессование, механические свойства, электропроводность

**D. N. Abdullina, I. V. Khomskaya, V. I. Zel'dovich, N. Yu. Frolova, A. E. Kheifets**

## EVOLUTION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE LOW- ALLOYED Cu–Cr, Cu–Zr AND Cu–Cr–Zr ALLOYS UNDER HIGH STRAIN RATE DEFORMATION AND AGING

The effect of high strain rate deformation by dynamic channel-angular pressing and subsequent annealing on structural changes, strength properties and electrical conductivity of dispersion-hardening alloys based on Cu–Zr, Cu–Cr and Cu–Cr–Zr systems was investigated.

*Key words:* copper alloys, submicrocrystalline structure, high strain rate pressing, mechanical properties, electrical conductivity

**М**етодами металлографического, электронно-микроскопического анализа и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) исследована эволюция структуры сплавов Cu–Zr, Cu–Cr



и Cu—Cr—Zr, легированных микродобавками Cr (0,09–0,14 мас. %) и Zr (0,03–0,10 мас. %) при динамическом канально-угловом прессовании (ДКУП). Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск (Патент № 2283717 РФ, 2006 г.), позволяет деформировать материалы со скоростью  $10^5 \text{ с}^{-1}$ , что на пять порядков больше чем при равноканальном угловом прессовании (РКУП). При ДКУП на структуру материала оказывают влияние высокоскоростная деформация простого сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура. В исходном закаленном крупнокристаллическом (КК) состоянии размер зерна сплавов составлял 200–400 мкм. После ДКУП в сплавах формируется субмикрокриталлическая (СМК) структура, состоящая из зерен-субзерен размером 0,2–0,3 мкм (рис. 1, а). На границах и внутри отдельных кристаллитов видны наноразмерные (5 нм) выделения частиц вторых фаз (показаны стрелками на рис. 1, а). При отжиге (старении) при 350–400 °С в СМК-структуре происходит выделение наноразмерных (5–10 нм) частиц  $\text{Cu}_5\text{Zr}$ . Наночастицы  $\text{Cu}_5\text{Zr}$ , выделяясь на дислокациях и границах субзерен (показаны стрелками на рис. 1, б) способствуют их закреплению и уменьшению подвижности. В результате замедляется процесс образования центров рекристаллизации, требующий перестройки дислокационной структуры.



Рис. 1. СМК-структура сплавов Cu—0,09 мас. %Cr—0,08 мас. % Zr:

а — после ДКУП (темнопольное изображение в рефлексе 002<sub>а</sub>);

б — после ДКУП + отжига (старения) при 400 °С  
(светлопольное изображение)

При повышении температуры отжига до 500–700 °С в сплавах формируется структура с размером зерна 1–5 мкм, содержащая большое количество наночастиц Cr и  $\text{Cu}_5\text{Zr}$ . Микротвердость сплава в исходном закаленном КК состоянии равна 680 МПа (рис. 2, а, кривая 1). ДКУП повышает микротвердость сплава до 1600 МПа, то есть в 2,4 раза

по сравнению с КК состоянием (рис. 2, а, кривые 1 и 2), что обусловлено существенным измельчением структуры и частичным деформационным старением. Рост микротвердости до 1700–1780 МПа при 350–450 °С связан с процессами распада твердого раствора. Нагрев до 550–600 °С приводит к снижению микротвердости (рис. 2, а, кривая 2), что обусловлено развитием процесса рекристаллизации. Представляло интерес исследовать свойства сплава с СМК-структурой, полученной ДКУП после режимов старения, продемонстрировавших наилучшую микротвердость. Результаты представлены в таблице. Видно, что ДКУП заметно в 2,6–3,3 раза повышает прочностные свойства сплава, что обусловлено измельчением структуры до СМК-состояния. Еще более значительно в 2,8–5,1 раза возрастают прочностные свойства СМК-сплава после старения при 400–450 °С, что связано с развитием процессов распада твердого раствора с выделением наночастиц Cr и Cu<sub>5</sub>Zr фаз. Показано, что в результате комбинированной обработки: ДКУП + 400 °С, 1 ч, можно получить СМК-сплав с высокой твердостью (1780 МПа) и хорошей прочностью ( $\sigma_B = 542$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 464$  МПа) при сохранении удовлетворительной пластичности.

Таблица

Механические свойства сплава Cu–0,14 мас. %Cr–0,04 мас. % Zr  
после различных обработок

Показатели	Режимы обработки					
	Закалка 1000 °С	Закалка+ старение 450 °С, 1 ч	ДКУП	ДКУП+ 400 °С, 1 ч	ДКУП+ 400 °С, 4 ч	ДКУП+ 450 °С, 1 ч
$\sigma_{0,2}$ МПа	94	139	312	464	464	477
$\sigma_B$ МПа	196	237	507	542	536	520
$\delta$ , %	37	18	10	10	13	11

На примере сплавов Cu–0,1 мас. %Cr и Cu–0,03 мас. %Zr изучено влияние дисперсности СМК структуры, полученной при ДКУП, на сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Показано, что ДКУП сплавов, приводящее к измельчению кристаллитов от 300 мкм до 0,2–0,4 мкм, увеличивает в 1,9–2,8 раза динамический предел упругости и динамический предел текучести, и в 1,4 раза — динамическую (откольную) прочность, по сравнению с исходным КК состоянием.

Электропроводность сплава Cu–0,14 мас. %Cr–0,04 мас. %Zr в закаленном КК состоянии составляет 40 % IACS (рис. 2, б, кривая 1). ДКУП повышает электропроводность сплава (кривые 1 и 2 на рис. 2, б), что связано с частичным распадом пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора меди в процессе ДКУП. При нагреве до 350–500 °С электропроводность закаленного сплава возрастает от 43 до 70 % IACS (рис. 2, б, кривая 1), что обусловлено распадом пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора меди.

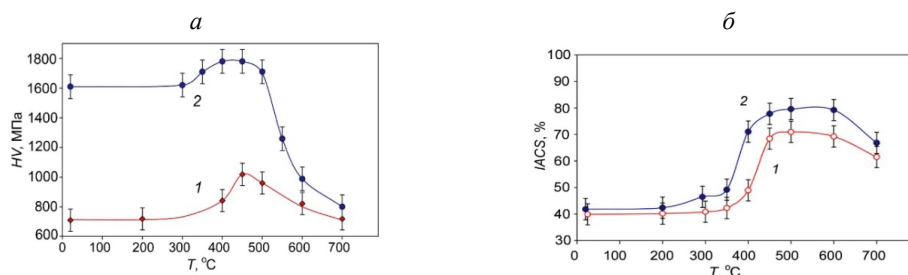


Рис. 2. Влияние температуры старения на микротвердость (а) и электропроводность (б) сплава Cu–0,14 мас. %Cr–0,04 мас. %Zr после закалки от 1000 °С (1) и ДКУП (2)

При нагреве СМК-сплава, полученного ДКУП, электропроводность не изменяется до 200 °С, а затем в интервале 200–350 °С начинает увеличиваться (рис. 2, б, кривая 2), что связано с процессами возврата, и существенно возрастает (от 48 до 80 % IACS) в интервале 350–600 °С, что обусловлено распадом  $\alpha$ -твердого раствора с выделением наноразмерных частиц вторых фаз.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18–118020190116–6 и проекта № 18–10–2-39 программы УрО РАН.*

УДК 669.2

**А. Г. Игревская<sup>\*</sup>, А. И. Базлов<sup>1</sup>, Н. Ю. Табачкова<sup>1</sup>, Д. В. Лузгин<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

г. Москва

<sup>2</sup>WPI-AIMR, Университет Тохoku (Япония)<sup>\*</sup>*a.igrevskaya@gmail.com*

Научный руководитель — канд. техн. наук А. И. Базлов

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ ЛЕНТ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

В работе исследовалось металлическое стекло состава  $Zr_{62,5}Cu_{22,5}Fe_5Al_{10}$ . Образцы получали методом литья на вращающийся медный диск. Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучены изменения, происходящие в структуре лент после термодиформационной обработки. Для исследования влияния термодиформационной обработки на механические свойства лент была измерена микротвердость по Виккерсу.

*Ключевые слова:* цирконий, аморфные ленты, термодиформационная обработка, твердость

**A. G. Igrevskaya, A. I. Bazlov, N.Yu. Tabachkova, D. V. Louzguine**

## EFFECT OF THERMODEFORMATION TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AMORPHOUS RIBBONS BASED ON ZIRCONIUM

The structure and mechanical properties of amorphous tapes of an alloy  $Zr_{62,5}Cu_{22,5}Fe_5Al_{10}$  was investigated in this work. Samples were obtained by melting on a spinning copper wheel. The changes happening in the structure of tapes after thermodeformation treatment was investigated using the methods of transmission electron microscopy and X-ray structural analysis. Vickers microhardness was measured to investigate the effect of the thermodeformation treatment on the mechanical properties of the tapes.

*Key words:* zirconium, amorphous tapes, thermodeformation treatment, hardness

Металлические стекла были впервые открыты более 50 лет назад [1]. Среди металлических стекол можно выделить аморфные сплавы на основе циркония, которые являются чрезвычайно привлекательными материалами для промышленного использования, благодаря таким свойствам как высокая стеклообразующая способность, высокая коррозионная стойкость, и относительно высокая пластичность при испытаниях на сжатие. Такой комплекс свойств делает возможным их применение для широкого промышленного использования в качестве конструкционных материалов.

В данной работе были изучены аморфные ленты сплава  $Zr_{62,5}Cu_{22,5}Fe_5Al_{10}$ , которые были получены методом закалки на вращающемся медном диске. Исследовано влияние термодетформационной обработки на структуру и твердость сплава. Обработка лент проводилась по различным режимам: прокатка при комнатной температуре, повышенных температурах и температуре жидкого азота и последующий отжиг в вакууме при различных температурах от 100 до 300 °С в течение 15 и 60 минут. Для изучения изменений, происходящих в структуре лент после термодетформационной обработки, использовались методы просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Для исследования влияния отжига на механические свойства лент была измерена микротвердость по Виккерсу.

Твердость исходных лент после прокатки при комнатной температуре снижается, что связано с увеличением свободного объема между атомами, а при прокатке при повышенных температурах она плавно повышается (рис. 1). Это связано с тем, что внесение свободного объема при прокатке влияет на твердость в меньшей степени, чем уменьшение свободного объема при отжиге. Повышение твердости при повышении температуры прокатки связано с тем, что при отжиге свободный объем в лентах уменьшается тем больше, чем выше температура отжига, также это может быть связано с появлением в структуре областей, которые упрочняют материал.

Были также проведены исследования микротвердости лент, прокатанных при комнатной температуре после отжига при температурах 100 °С, 200 °С и 300 °С. Последующий после прокатки отжиг приводит к повышению твердости лент. Следует заметить, что при этом ленты после прокатки при комнатной температуре и последующего отжига при 300 °С не охрупчиваются и успешно проходят тест на сжатие на 180° в руках. Рентгеноструктурный анализ подтвердил, что после

всех видов термомеханической обработки ленты остаются рентгено-аморфными (рис. 2).

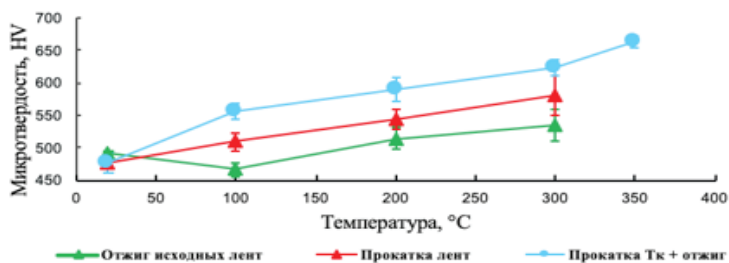


Рис. 1. Зависимость микротвердости сплава режима термомеханической обработки

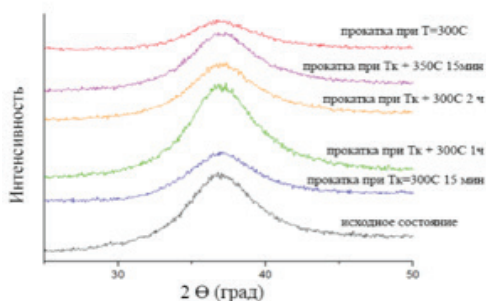


Рис. 2 Дифрактограммы сплава после различной термомеханической обработки

Для того чтобы понять природу изменения твердости были проведены структурные исследования: структура лент после прокатки при комнатной температуре и последующем отжиге при 300 °C в течение 15 минут. В структуре образовались наноразмерные (7–10 нм) равномерно распределенные области (рис. 3). Данные области темнее, чем основная матрица, что говорит о том, что их плотность выше, либо содержание в них элементов с более высоким атомным номером выше. Элементный анализ показал, что количество меди и железа в данных включениях больше, чем алюминия, циркония и кислорода. Таким образом, повышение твердости связано с изменениями, происходящими в структуре.

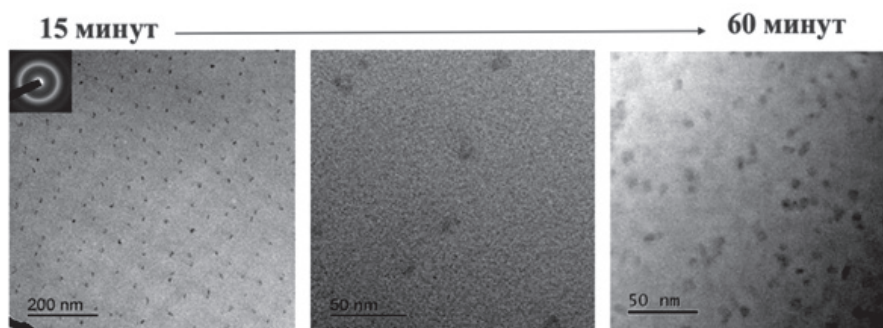


Рис. 3. Микроструктура сплава  $Zr_{62,5}Cu_{22,5}Fe_5Al_{10}$  после прокатки при комнатной температуре и последующего отжига при 300 °С в течение 15 (а, б) и 60 минут (в)

При увеличении времени выдержки до одного часа (температура отжига 300 °С) увеличилось количество наноразмерных областей, при этом их размер не претерпел изменений (рис. 3). Такие включения при последующей деформации препятствуют распространению полос сдвига, тем самым замедляя их, при этом повышается твердость сплавов. Можно предположить, что такая «перестройка» структуры с достаточно равномерно расположенными включениями может положительно сказаться на пластичности изучаемого сплава, потому что, как сказано выше, они тормозят распространение полос сдвига, делая их распределение более равномерным, при этом не происходит разрушения образца при образовании одной главной полосы сдвига.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90224.*

### Литература

1. Klement W., Willens R. H., Duwez P. Non-crystalline structures in solidified gold-silicon alloys // Nature. 1960. V. 187.



УДК 669.3:539.89:539.25

**Д. Н. Абдуллина<sup>1\*</sup>, И. В. Хомская<sup>1</sup>, С. В. Разоренов<sup>2</sup>, Е. В. Шорохов<sup>3</sup>,  
Г. В. Гаркушин<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка

<sup>3</sup> РФЯЦ-ВНИИ технической физики им. акад. Е. И. Забабахина, г. Снежинск

\*abdullina@imp.uran.ru

Научный руководитель — д-р техн. наук И. В. Хомская

## ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ И СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Исследованы механические свойства меди чистотой 99,8 мас. % и сплавов Cu–0,03 мас. % Zr и Cu–0,1 мас. % Cr с субмикрокристаллической структурой, полученной методом динамического канально-углового прессования. Испытания проводились в условиях ударного сжатия с давлением до 7 ГПа и скоростью деформации  $10^5 \text{ с}^{-1}$ .

*Ключевые слова:* медь и медные сплавы, субмикрокристаллическая структура, откольная прочность, динамический предел упругости

**D. N. Abdullina, I. V. Khomskaya, S. V. Razorenov, E. V. Shorokhov, G. V. Garkushin**

## DYNAMIC STRENGTH OF SUBMICROCRYSTALLINE COPPER AND COPPER ALLOYS OBTAINED BY HIGH-SPEED PRESSING

The mechanical properties of copper with a purity of 99,8 wt. % and alloys Cu–0,03 wt. % Zr and Cu–0,1 wt. % Cr with submicrocrystalline structure obtained by dynamic channel-angular pressing was studied. The tests were carried out under shock-wave compression with pressure up to 7 GPa and strain rate  $10^5 \text{ s}^{-1}$ .

*Key words:* copper and copper alloys, submicrocrystalline structure, spall strength, dynamic elastic limit

**И**зучено влияние дисперсности кристаллической структуры меди и сплавов Cu–0,03 мас. % Zr и Cu–0,1 мас. % Cr, полученной ме-



тодом динамического канально-углового прессования (ДКУП), на динамические свойства. Метод ДКУП представляет собой высокоскоростной ( $10^4$ – $10^5$  с $^{-1}$ ) вариант квазистатического РКУП [1]. При ДКУП на результирующую структуру материала оказывают влияние высокоскоростная деформация простого сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура. Преобразование исходной крупнокристаллической (КК) структуры в субмикроструктурную (СМК) и нанокристаллическую (НК) в меди происходит в результате циклических процессов фрагментации и динамической рекристаллизации [2]. В сплавах меди СМК структура формируется за счет фрагментации и частичного деформационного старения с выделением наноразмерных частиц Cr и Cu<sub>5</sub>Zr.

Проведен анализ эволюции структуры и механических свойств динамического предела упругости ( $\sigma_{HEL}$ ), динамического предела текучести ( $Y$ ) и динамической (откольной) прочности ( $\sigma_{sp}$ ) меди и ее сплавов до и после ДКУП по различным режимам, который позволил оценить влияние дисперсности и дефектности кристаллической структуры на ее сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Ударно-волновые эксперименты проводили в специальной взрывной камере [3], при этом давление составило 5,6–7,0 ГПа, скорость деформации в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением —  $(0,9$ – $2,0) \cdot 10^5$  с $^{-1}$ . В процессе нагружения осуществлялась непрерывная регистрация профилей скорости свободной поверхности при помощи лазерного Доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего временное разрешение  $\sim 1$  нс [3]. На основании анализа полученных волновых профилей (рис.) были определены параметры нагружения (давление ударного сжатия, скорость свободной поверхности на фронте упругого предвестника, максимальная скорость свободной поверхности) и рассчитаны по формулам, приведенным в [3], динамические свойства анализируемых материалов. Из сравнения волновых профилей (рис.) и данных, приведенных в таблице, видно, что измельчение исходной КК структуры меди и сплавов (кривые 1) до СМК (МК) и СМК+НК (СМК) состояний (кривые 2 и 3) приводит к существенному изменению свойств.

В частности, измельчение зерна меди от 100 до 0,5 и 0,05–0,40 мкм при ДКУП  $n = 1$  и  $n = 4$  соответственно, увеличивает  $\sigma_{HEL}$  и  $Y$  в 6 раз.

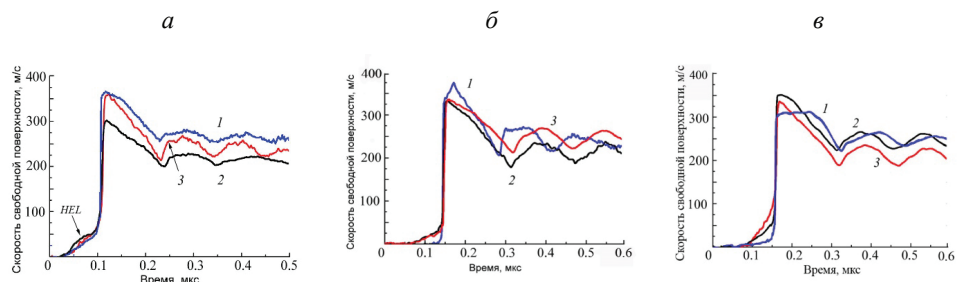


Рис. Волновые профили образцов меди (а) и сплавов Cu–0.03 мас. %Zr (б) и Cu–0,1 мас. %Cr (в):

1 — исх. КК состояние; 2 — ДКУП,  $n = 1$ ; 3 — ДКУП,  $n = 3-4$

Рост  $\sigma_{HEL}$  обусловлен специфической неравновесной структурой, сформированной при ДКУП, характеризующейся наличием большого числа микродефектов, которые препятствуют движению дислокаций [3]. Увеличение  $Y$  СМК и СМК+НК меди показывает, что упрочняющий эффект ДКУП сохраняется при скорости деформирования, соответствующей условиям ударного сжатия. При измельчении до СМК+НК состояния  $\sigma_{sp}$  меди увеличивается в 1,4 раза, что связано с образованием структуры, состоящей из сильно разориентированных зерен размерами 0,05–0,40 мкм со значительной долей высокоугловых границ, что способствует затруднению роста микротрещин и может быть причиной увеличения откольной прочности.

Таблица

Характеристики динамической прочности меди и сплавов

Материал	Структура, размер зерна, обработка	$\sigma_{HEL}$ , ГПа	$Y$ , ГПа	$\sigma_{sp}$ , ГПа
99,8 %Cu	КК 100 мкм (отжиг 450 °C)	<0,10	<0,05	1,86
	СМК 0.5 мкм (ДКУП, $n = 1$ )	0,62	0,30	1,79
	СМК+НК 0.05–0.40 (ДКУП, $n = 4$ )	0,69	0,30	2,51
Cu-0,03 %Zr	КК 200–400 мкм (закалка 1000 °C)	0,22	0,11	3,22
	МК 1–5 мкм (ДКУП, $n = 1$ )	0,41	0,18	2,90
	СМК 0.2–0.4 (ДКУП, $n = 3$ )	0,42	0,20	2,31
Cu-0,1 %Cr	КК 200–400 мкм (закалка 1000 °C)	0,19	0,12	1,90
	МК 1–5 мкм (ДКУП, $n = 1$ )	0,54	0,21	2,40
	СМК 0,2–0,4 (ДКУП, $n = 3$ )	0,70	0,31	2,76

Определено, что ДКУП сплавов Cu–0,03 мас. %Zr и Cu–0,1 мас. %Cr, приводящее к измельчению кристаллитов от 200–400 до 1–5 (0,2–0,4) мкм увеличивает  $\sigma_{HEL}$  и  $Y$  в 1,9–4,0 раза по сравнению с исходным КК состоянием. Диспергирование структуры сплава Cu–0,1 %Cr до СМК состояния в 1,5 раза увеличивает откольную прочность по сравнению с исходным КК состоянием. Повышенный уровень динамических свойств сплавов, по сравнению с медью, связан с дополнительным упрочнением, обусловленным выделением наночастиц Cr и Cu<sub>5</sub>Zr на границах и внутри зерен в процессе ДКУП.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 и Программе Президиума РАН «Конденсированное вещество и плазма при высоких плотностях энергии».*

### Литература

1. Способ динамической обработки материалов : пат. 2283717 Рос. Федерация: МПК 51 В 21 J 5/04, В 21 С 23/18, С 21 D 7/02 / Шорохов Е. В., Жиглев И. Н., Валиев Р. З.; заявитель и патентообладатель РФЯЦ-ВНИИТФ им. акад. Е. И. Забабахина № 2004131484/02; заявл. 28.10.04; опубл. 27.04.06. Бюл. № 26. 64 с.
2. Исследование структуры и свойств субмикроструктурной и нанокристаллической меди, полученной высокоскоростным прессованием / И. В. Хомская [и др.] // ФММ. 2011. Т. 111, № 6. С. 639–650.
3. Разоренов С. В., Гаркушин Г. В. Упрочнение металлов и сплавов при ударном сжатии // ЖТФ. 2015. Т. 85, № 7. С. 77–82.

УДК 669.3:539.25:6

**Д. Н. Абдуллина<sup>\*</sup>, Т. Р. Суаридзе, Ю. В. Хлебникова, Л. Ю. Егорова,  
Д. П. Родионов**

Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

*Teona\_S@imp.uran.ru*

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АНТИКОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ СПЛАВОВ Cu–Ni–Me И Ni–Me

В работе проведена оценка стойкости к окислению текстурованных лент-подложек из сплавов Ni–Me и Cu–Ni–Me. Анализ антикоррозионных свойств выполнен с использованием метода термогравиметрии. Исследована структура поверхности тонких лент. Установлены преимущественные места зарождения очагов коррозии на поверхности лент-подложек.

*Ключевые слова:* кубическая текстура, тонкие ленты, медные сплавы, окисление, сплавы на основе никеля, структура поверхности

**D. N. Abdullina, T. R. Suaridze, Yu. V. Khlebnikova, L. Yu. Egorova,  
D. P. Rodionov**

## COMPARATIVE ANALYSIS OF ANTICORROSIVE PROPERTIES OF TEXTURED TAPE SUBSTRATES MADE OF Cu–Ni–Me AND Ni–Me ALLOYS

In the present work, the oxidation stability of textured tape substrates made of Ni–Me and Cu–Ni–Me alloys was evaluated. The analysis of anticorrosive properties was performed using the thermogravimetry method. Structural studies of thin tapes were carried out. The primary places of origin of corrosion centers on the surface of the tape substrates are established.

*Key words:* cubic texture, thin tapes, copper alloys, oxidation, nickel-based alloys, structure of surface.

**В** настоящее время во всем мире активно ведется разработка высокотемпературных сверхпроводящих материалов второго поколения (ВСТП 2-го поколения или 2G HTSC), которые представляют собой наноструктурированные оксидные покрытия на металлических

лентах. При создании перспективных металлических лент-подложек для 2G HTSC обосновано обращение не только к широко применяемым, в том числе и в промышленном производстве, никелевым сплавам, но и к медным сплавам, поскольку в них также возможно формирование совершенной кубической текстуры. Помимо текстурного совершенства и высоких механических характеристик необходимо, чтобы ленты-положки, лежащие в основе ВСТП 2-го поколения, обладали достаточной стойкостью к окислению при температурах нанесения функциональных слоев, как правило, они составляют 600–700 °C [1].

Для исследования был выбран ряд текстурованных лент-подложек из сплавов Cu–Ni–Me и Ni–Me. В числе сплавов на медной основе были использованы: Cu–30 % Ni–1,5 % Fe, Cu–30 % Ni–0,7 % Cr, Cu–30 % Ni–0,6 % V, Cu–40 % Ni–1,4 % Fe, Cu–40 % Ni–1,2 % Cr, Cu–40 % Ni–1,1 % V. В числе никелевых сплавов — Ni–4,7 % Mo и Ni–4,8 % W (наиболее используемый в настоящее время в производстве ВТСП кабелей 2-го поколения). Максимальная степень текстурного совершенства для перечисленных сплавов Cu–Ni–Me и Ni–Me была достигнута в результате текстурообразующего отжига в интервале температур 1000–1050 °C в течение 1 ч. Доля кубических зерен на поверхности лент составляла не менее 95 % [2–4]. Охлаждение образцов происходило вне печного пространства.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сплавов Ni–Me и Cu–Ni–Me до проведения окисления показало, что во всех исследованных сплавах формировался однородный ГЦК-твердый раствор. В результате анализа электронно-дифракционных картин не было обнаружено наличия каких-либо частиц в текстурованных лентах-подложках. После проведения окисления было установлено, что процесс коррозии в сплавах Cu–Ni–Me и Ni–Me шел неоднородно. В тройных сплавах на медно-никелевой основе окисление происходило более интенсивно в отдельно взятых областях с повышенным содержанием легирующего элемента (Fe, Cr или V). В бинарных сплавах на основе никеля (Ni–4,7 % Mo и Ni–4,8 % W) окисление тонких лент происходило преимущественно на границах зерен.

Термогравиметрические испытания по оценке стойкости к окислению текстурованных лент проводились при нагреве до 700 °C со скоростью 40 град/мин в потоке воздуха. При 700 °C была произведена изотермическая выдержка продолжительностью 250 мин. В резуль-

тате испытаний было установлено, что сплавы Cu–Ni–Me обладают гораздо меньшей стойкостью к окислению по сравнению со сплавами Ni–Me. Однако отметим, что тройные сплавы на медно-никелевой основе имеют преимущество перед сплавами на основе никеля в более низкой стоимости материалов, а также в связи с их немагнитными характеристиками при рабочей температуре ВТСП. Наибольшую стойкость к окислению среди исследованных сплавов Cu–Ni–Me демонстрирует сплав Cu–40 %Ni–1,2 %Cr. Наименьшие антиокислительные свойства были зарегистрированы у сплава Cu–30 %Ni–0,6 %V.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ  
в рамках научного проекта № 18-33-00309 мол\_а.*

### Литература

1. Гоял А. Токонесущие ленты второго поколения на основе высокотемпературных сверхпроводников. М. : ЛКИ, 2009. 432 с.
2. Создание лент-подложек с острой кубической текстурой из тройных сплавов Cu–40 %Ni–Me (Me = Fe, Cr, V) для высокотемпературных сверхпроводников второго поколения / Ю. В. Хлебникова [и др.] // ФММ. 2016. Т. 117, № 11. С. 1171–1180.
3. Совершенная кубическая текстура, структура и механические свойства лент-подложек из немагнитных сплавов на основе меди / Ю. В. Хлебникова [и др.] // ЖТФ. 2015. Т. 85, Вып. 3. С. 73–83.
4. Оценка антикоррозионных свойств текстурированных лент-подложек из никелевых сплавов, легированных тугоплавкими элементами / Д. П. Родионов [и др.] // Материаловедение. 2013. №. 4. С. 25–30.

УДК 669.14.018.295:539.38

**Е. А. Яковлева<sup>\*</sup>, Г. Д. Мотовилина, Е. И. Хлусова**

НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург

<sup>\*</sup>*npk3@crism.ru*

## ИССЛЕДОВАНИЯ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В связи с расширением областей применения высокопрочных сталей, представляет интерес оценка возможности деградации их свойств. В работе проведены исследования по выявлению склонности к старению высокопрочных судостроительных сталей, показано, что судить о проявлении склонности к деформационному старению следует не только по изменению значений работы удара, но и по изменению прочностных и пластических характеристик и виду диаграмм растяжения.

*Ключевые слова:* деформационное старение, высокопрочные стали, хладостойкие стали, закалка, отпуск

**E. A. Iakovleva, G. D. Motovilina, E. I. Khlusova**

## STUDY OF TENDENCY TO DEFORMATION AGEING OF HIGH-STRENGTH SHIPBUILDING STEELS

Due to expansion of application areas of high strength steels, estimation of possibility of their properties degradation is of interest. Investigations are conducted in revealing of ageing tendency of high strength shipbuilding steels. It was shown that to judge on occurrence of a tendency to a deformation ageing should not only be by changing of values of impact energy, but also by changing strength and plastic characteristics and by appearance of tension diagrams.

*Key words:* deformation ageing, high-strength steels, cold-resistant steels, quenching, tempering

**П**ри изучении склонности к деформационному старению были проанализированы имеющиеся данные по механическим свойствам высокопрочных хладостойких сталей с нормируемым пределом текучести 620, 690 и 750 МПа. Обработка заготовок выполнялась



по следующему режиму: предварительная деформация растяжением 3 или 5 %, отпуск при 250 °С в течение 1 часа. Было выявлено, что судостроительные высокопрочные стали не проявляют склонности к деформационному старению: работа удара после механического старения для образцов, испытанных при той же температуре (–60 °С), снижается не более чем на 27 %. В ряде работ о склонности высокопрочной стали к деформационному старению предлагается судить об этом по изменению прочностных и пластических характеристик. Этот метод представлен, как более наглядный [1; 2].

Для проведения исследований был выбран листовой прокат из высокопрочной стали марки РСЕ500W толщиной 80 мм, изготовленной по ГОСТ Р 52927–2015, сталь поставлялась после закалки с высоким отпуском при температуре 650 °С в течение 8 часов. Для сравнения заготовки подвергались повторной закалке с отпуском.

Закалку заготовок проводили в воде после аустенизации при температуре 900 °С в течение 30 минут. Затем часть заготовок была подвергнута отпуску при температурах 450, 550, 650 °С в течение 2 часов и механическому старению с предварительной деформацией 3 % и последующим отпуском при 250 °С. Из заготовок после обработки были вырезаны образцы на ударный изгиб и растяжение.

Результаты определения механических свойств после дополнительных термических обработок приведены на рисунке.

В закаленном состоянии значения работы удара составили ~35 Дж, временное сопротивление — 1250 МПа, а предел текучести — 1050 МПа. Старение после закалки привело к повышению значений временного сопротивления на 100 МПа, предела текучести — на 300 МПа, равномерное удлинение снизилось до нуля.

После отпуска при температуре 450 °С механические свойства незначительно изменяются по отношению к свойствам в закаленном состоянии. С повышением температуры отпуска до 550 °С значения работы удара повышаются до 124 Дж, а временное сопротивление снижается до 890 МПа. После отпуска при 650 °С значения работы удара возросли до 170 Дж, значения прочностных характеристик (как временного сопротивления, так и предела текучести) снизились до 740 МПа.

После старения увеличились значения временного сопротивления и предела текучести на 50–300 МПа в зависимости от температуры старения (рис. а, б): после отпуска при 450 °С — до 1278 МПа. Относительное удлинение после старения снизилось в среднем на 5 %, а равномерное относительное удлинение после всех режимов отпу-



ска и дополнительного старения становится равным нулю (рис. в), при этом относительное сужение не изменяется (рис. г), как и работа удара (рис. д). Во всех случаях после старения стали на диаграммах зафиксировано появление зуба текучести, а кривая имеет параболический вид, что связано с относительно слабым закреплением дислокаций примесными атомами [3]

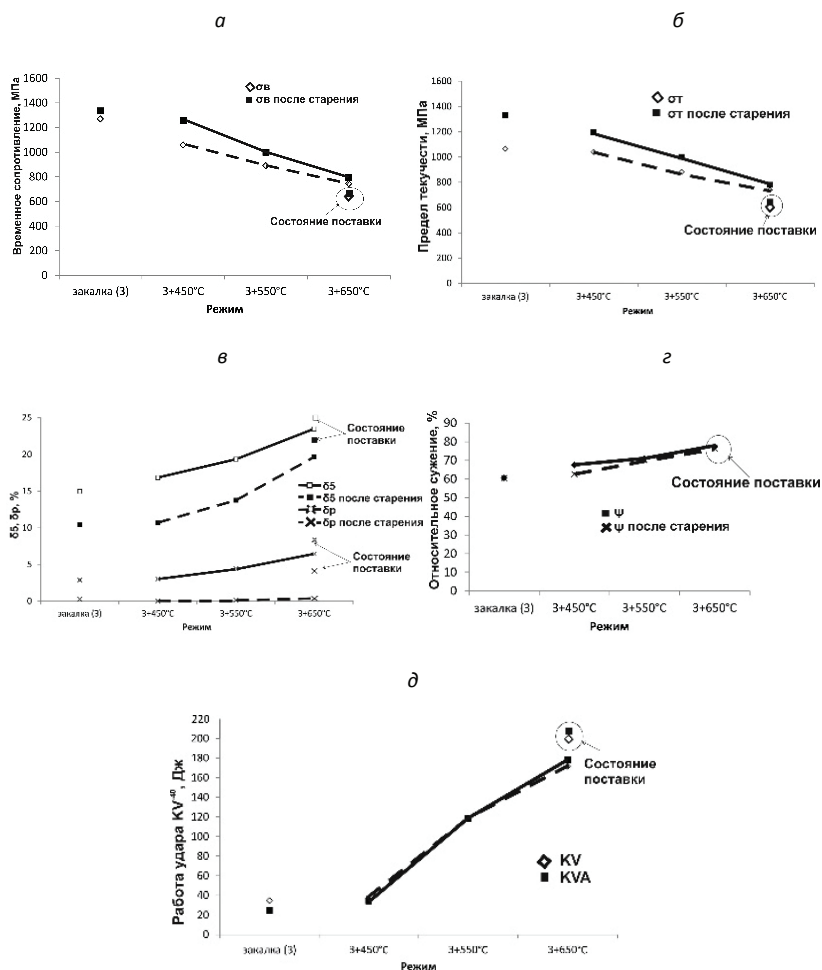


Рис. Результаты определения зависимости механических свойств стали марки PCE500W после дополнительных термических обработок от температуры отпуска:

а — временное сопротивление, б — предел текучести, в — относительное и равномерное удлинение, г — относительное сужение д — работа удара;  
(--- — после старения; — — после закалки)

Проведенные исследования показывают, что:

— повторная закалка высокопрочных судостроительных сталей с отпуском при 650 °С способствует повышению значений временно-го сопротивления, предела текучести и незначительному снижению значений работы удара и относительного удлинения по сравнению с состоянием поставки;

— старение привело к снижению равномерного удлинения до 0 %, что свидетельствует о протекании процессов, связанных с недостаточной продолжительностью отпуска;

— о проявлении склонности к деформационному старению для высокопрочной легированной стали следует судить не по изменению работы удара, а по изменению прочностных и пластических характеристик, отображенных на диаграммах.

### **Литература**

1. Деформационное старение высокопрочных сталей / Н. Г. Орехов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 1969. № 10. С. 46–52.
2. Потак Я. М. Высокопрочные стали // Серия «Успехи современного металловедения». М. : Металлургия, 1972. С. 208.
3. Деформационное старение в сталях / В. М. Фарбер [и др.]. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2018. 72 с.

УДК 671.12:621.777

**Ю. Д. Дитковская, В. А. Лопатин\***

Сибирский федеральный университет, г. Красноярск

*kafomd\_1@mail.ru*

Научные руководители: проф., д-р техн. наук С. Б. Сидельников; доц.,  
канд. техн. наук Е. С. Лопатина

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРУТКОВ И ПРОВОЛОКИ ИЗ НОВЫХ БЕЗНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЗОЛОТА**

Приведены результаты исследований структуры и свойств длинномерных деформированных полуфабрикатов из новых безникелевых сплавов на основе золота 585 пробы белого цвета. Установлено, что они имеют повышенный уровень потребительских и механических свойств и пригодны для изготовления ювелирных цепей в промышленных условиях.

*Ключевые слова:* сплавы белого золота, проволока, ювелирные цепи, сортовая прокатка, волочение, механические свойства, структура

**Yu. D. Ditkovskaya, E. S. Lopatin**

## **STUDY OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF BARS AND WIRE FROM NEW NICKEL-FREE GOLD ALLOYS**

The results of the structure and properties studies of long deformed semi-finished products from new nickel-free alloys based on white gold of 585 probe are presented. It is established that they have an increased level of consumer and mechanical properties and are suitable for the manufacture of jewelry chains in industrial conditions.

*Key words:* white gold alloys, wire, jewelry chains, section rolling, drawing, mechanical properties, structure

**Н**аиболее постоянным спросом на ювелирную продукцию пользуются обручальные кольца, цепи и браслеты-цепи [1]. Лидером отечественного рынка по продажам ювелирных цепей из золота и серебра является Красноярский завод цветных металлов имени

В. Н. Гулидова (ОАО «Красцветмет»). Анализ существующей технологии производства длинномерных деформированных полуфабрикатов показал ряд ее недостатков, снижающих качество продукции, увеличивающих ее стоимость и затраты на производство. Кроме того, до сих пор используются сплавы драгоценных металлов, содержащие никель.

Основной задачей научной работы являлось создание безникелевых сплавов на основе белого золота 585 пробы и получение из них деформированных полуфабрикатов в виде проволоки для ювелирных цепей с повышенным уровнем потребительских и механических свойств.

Исследовали сплавы № 1 [2] и № 2 [3]. В качестве основной модифицирующей добавки был выбран рутений, обеспечивавший получение мелкозернистой структуры, повышающий пластичность и выравнивающий свойства по длине и сечению литой заготовки. Ограниченная растворимость рутения в золоте потребовала разработки нового способа введения его в расплав [4].

Для проверки результатов теоретических исследований была проведена опытно-промышленная апробация технологии получения проволоки для производства ювелирных цепей из новых сплавов белого золота 585 пробы в условиях ОАО «Красцветмет». Полученные данные анализировали в сравнении с характеристиками никельсодержащего сплава золота ЗлНЦМ 585–12,5–4 ГОСТ 30649–99.

Сравнение структуры литых образцов из никельсодержащего сплава (а) показало, что применение модифицирования привело к значительному измельчению макростроения слитков сплава № 1 (б). Расслоение по химическому составу менее выражено, структура выравнивается уже на стадии сортовой прокатки (в), а при последующем волочении (д) полуфабрикаты имеют равномерную по длине и сечению мелкозернистую структуру. Микроструктура сплава № 2 в литом состоянии характеризуется аналогичным дендритным строением. При пластической деформации (з) и отжигах происходит преобразование литой структуры в однородную (е).

Исследования механических свойств сплавов № 1 и 2 показали их достаточно высокий уровень, обеспечивающий получение проволоки с высокими потребительскими характеристиками.

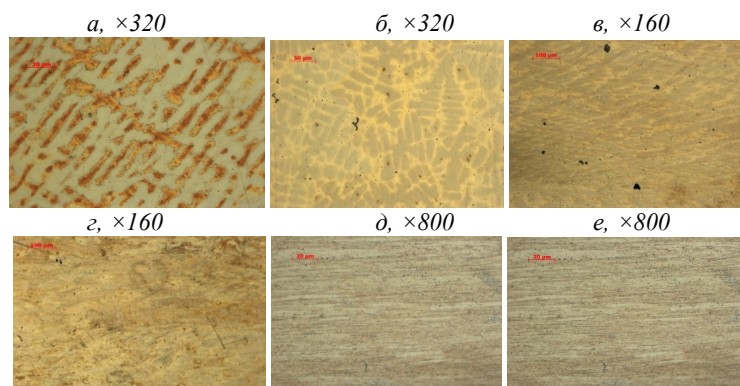


Рис. Микроструктура полуфабрикатов из исследуемых сплавов в литом и деформированном состояниях:

*a* — литое состояние сплава ЗлНЦМ 585—12,5—4; *б* — литое состояние сплава № 1; *в* — после сортовой прокатки прутка 3,7×3,7 мм из сплава № 1; *г* — после сортовой прокатки прутка из сплава № 2 размерами 3,7×3,7 мм; *д* — после волочения проволоки диаметром 0,25 мм из сплава № 1; *е* — после волочения проволоки диаметром 0,25 мм из сплава № 2

Механические свойства прутков и проволоки из сплавов золота 585 пробы

Операция	Размер стороны, мм	Деф. состояние			Отожженное состояние		
		$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	Микро- твердость, кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	Микро- твердость, кгс/мм <sup>2</sup>
Сплав 1							
1 этап про- катки	3,7×3,7	940	4,0	307	533	35,0	242
2 этап про- катки	2,1×2,1	881	2,4	292	464	27,2	185
3 этап про- катки	1,1×1,1	820	1,5	294	489	31,0	160
Волочение	диаметр 0,25	958	4,2	300	560	33,0	145
Сплав 2							
1 этап про- катки	3,7×3,7	942	3,6	228	450	35,0	124
2 этап про- катки	2,1×2,1	753	2,6	271	430	32,0	163

Операция	Размер стороны, мм	Деф. состояние			Отожженное состояние		
		$\sigma_{в}$ , МПа	$\delta$ , %	Микро-твердость, кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{в}$ , МПа	$\delta$ , %	Микро-твердость, кгс/мм <sup>2</sup>
3 этап прокатки	1,1×1,1	661	1,9	264	434	25,0	149
Волочение	диаметр 0,25	879	3,6	273	503	39,2	139
Сплав ЗлНЦМ 585-12,5-4							
1 этап прокатки	3,7×3,7	815	3,6	245	513	78,2	126
2 этап прокатки	2,1×2,1	1011	2,7	233	543	54,2	121
3 этап прокатки	1,1×1,1	1015	1,7	232	694	27,1	119
Волочение	диаметр 0,25	1236	1,6	222	625	44,2	125

Результаты исследований показали, что проволока из новых безникелевых сплавов золота 585 пробы имеет требуемый уровень механических свойств и пригодна для изготовления ювелирных цепей.

### Литература

1. Производство ювелирных изделий из драгоценных металлов и их сплавов: учебник / С. Б. Сидельников [и др.]. Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2015. 380 с.
2. Сплав на основе золота белого цвета 585 пробы: пат. 2439179 Рос. Федерация: МПК С22С5/02 / С. Б. Сидельников [и др.] ; заявители и патентообладатели ОАО «Красноярский завод цветных металлов им. В. Н. Гулидова» (ОАО «Красцветмет»), ФГОУ ВПО «Сибирский федеральный университет». № 2011101102; заявл. 12.01.2011; опубл. 10.01.2012, Бюл. № 1. 4 с.
3. Сплав на основе золота белого цвета 585 пробы: пат. 2430982 Рос. Федерация: МПК С22С5/02 / С. Б. Сидельников [и др.] ; заявители и патентообладатели ОАО «Красноярский завод цветных металлов им. В. Н. Гулидова» (ОАО «Красцветмет»), ФГОУ ВПО «Сибирский федеральный университет». № 2010121640; заявл. 27.05.2010; опубл. 10.10.2011, Бюл. № 28. 4 с.
4. Способ модифицирования сплавов на основе золота: пат. № 2507284 Рос. Федерация: МПК С1 С22 С 5/02 С22 С 1/03 / С. Б. Сидельников [и др.] ; заявитель и патентообладатель ФГОУ ВПО «Сибирский федеральный университет». № 2012154131/02; заявл. 13.12.2012; опубл. 20.02.2014 Бюл. № 5. 5 с.

УДК 621.78.012.5

**Н. П. Ануфриев\*, Д. А. Кустов**

Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности,  
г. Челябинск

\* *AnufrievNP@sinara-group.com*

## **ВЫБОР РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗОНЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ**

Создана экспериментальная установка для моделирования процессов закали и отпуска зоны сварного соединения бурильных труб с применением индукционного нагрева и водополимерной закалочной среды. Разработан режим локальной термической обработки, позволяющий получить повышенный уровень свойств по требованиям стандарта ANSI/API Specification 5DP, PSL-3.

*Ключевые слова:* зона сварного соединения бурильных труб, индукционный нагрев, закалка, отпуск, контроль температуры, водополимерные закалочные среды, механические свойства, требования стандарта ANSI/API Specification 5DP, PSL-3

**N. Anufriev, D. Kustov**

## **DEVELOPMENT OF REASONABLE REGIMES OF LOCAL HEAT TREATMENT OF DRILL PIPE WELDED ZONE**

Experimental device for simulation of quenching and tempering of drill pipe welded zone by means of induction heating and water-polymer quenching liquid has been constructed. The regime of local heat treatment allowing obtaining improved mechanical properties corresponding ANSI/API Specification 5DP, PSL-3 has been developed.

*Key words:* drill pipe welded zone, induction heating, quenching, tempering, temperature control, water-polymer quenching liquid, mechanical properties, requirements of ANSI/API Specification 5DP, PSL-3

**В** настоящее время у заказчиков трубной продукции повышается спрос на бурильные трубы с дополнительными требованиями

ми уровня PSL-3 по стандарту ANSI/API Specification 5DP. В соответствие с данными требованиями в зоне сварного соединения должны быть получены повышенные значения величины работы удара при температуре испытания  $-20^{\circ}\text{C}$  (значения работы удара  $KV_{-20^{\circ}\text{C}}$  должны быть не ниже 42 Дж). Поэтому целью настоящей работы является разработка рациональных режимов термической обработки зоны сварного соединения (далее по тексту ЗСС) бурильных труб, за счет выбора рациональных технических решений, обеспечивающих получение повышенного комплекса механических свойств.

Для проведения опытных работ в условиях, максимально приближенных к цеховым, в ОАО «РосНИТИ» была создана экспериментальная установка, позволяющая моделировать процессы закалки и отпуска ЗСС бурильных труб с применением индукционного нагрева и закалочных сред на водополимерной основе.

С целью выбора рациональных режимов термической обработки ЗСС бурильных труб размером EU 88,9×9,4 мм были проведены ряд индукционных нагревов под закалку и отпуск при различных значениях подаваемого напряжения и времени выдержки. Для контроля температуры в середине стенки ЗСС в четыре положения по окружности трубы, расположенные через каждые  $90^{\circ}$ , зачеканивали измерительные термопары типа ХА, данные от которых записывали на компьютер с помощью 4-х канального аналогово-цифрового преобразователя. Контроль температуры поверхности проводили с помощью стационарного пирометра и приваренной к поверхности термопары.

При охлаждении фиксировали наличие или отсутствие тепловых эффектов фазовых превращений, что позволило скорректировать режим высокого отпуска, исключив нагрев выше критической температуры  $A_{c1}$ .

После различных режимов термической обработки ЗСС были проведены микроструктурные исследования, испытания механических свойств на растяжение и ударный изгиб, контроль поверхностной твердости и твердости по толщине стенки.

На основании анализа результатов экспериментальных работ был разработан режим локальной термической обработки ЗСС бурильных труб, позволяющий получить повышенный уровень свойств по требованиям стандарта ANSI/API Specification 5DP, PSL-3. Предложенные технические решения будут использованы для совершенствования технологии термической обработки ЗСС бурильных труб на заводах группы ТМК.



УДК 539.424

**А. И. Морозова\*, А. Н. Беляков**

НИУ «БелГУ», г. Белгород

\*morozova\_ai@bsu.edu.ru

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ Cu–Cr–Zr СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Предложен способ определения объемной доли дисперсных частиц, выделяющихся в процессе равноканального углового прессования (РКУП) Cu–Cr–Zr сплавов. Метод основан на применение зависимости Маттисона для оценки рассеяния электронов на атомах замещения. Результаты расчета объемной доли частиц с помощью предложенного подхода хорошо коррелируют ( $R^2 = 0,92$ ) с объемной долей частиц, измеренной методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

*Ключевые слова:* медные сплавы, интенсивная пластическая деформация, равноканальное угловое прессование, прочность, электропроводность

**A. I. Morozova, A. N. Belyakov**

## DEFORMATION AGING OF Cu–Cr–Zr ALLOYS DURING EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

A method of estimation of volume fraction of dispersed particles precipitated during equal channel angular pressing in Cu–Cr–Zr alloys was elaborated. The method involves the Matthiessen relationship for determination of electron scattering on solutes. The particles volume fraction calculated by the proposed approach correlated well ( $R^2 = 0,92$ ) with the particles volume fraction measured by transmission electron microscopy.

*Key words:* copper alloys, severe plastic deformation, equal channel angular pressing, strength, electrical conductivity

Развитие электротехнической промышленности предполагает переход к применению проводящих материалов, обладающих высокой прочностью и электрической проводимостью. В связи с этим активное развитие получили методы интенсивной пластической де-

формации, среди которых выделяется равноканальное угловое прессование (РКУП). Особый интерес представляет использование дисперсионно-упрочняемых сплавов системы Cu—Cr—Zr, однако существует проблема оценки объемной доли дисперсных частиц, выделяющихся в процессе деформации этих сплавов. Целью работы является анализ метода оценки объемной доли частиц вторых фаз, выделяющихся в процессе деформации, по уравнению Маттисона в сравнении с ПЭМ.

В качестве материалов исследования использованы сплавы Cu—0,1 %Cr—0,1 %Zr и Cu—0,3 %Cr—0,5 %Zr. Сплавы подвергнуты обработке на получение пересыщенного твердого раствора при температуре 920 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением в воду. Проведены 1–8 проходов РКУП при температуре 400 °С по маршруту В<sub>С</sub>, угол пересечения каналов матрицы — 90°. Исследование микроструктуры проведено с помощью просвечивающего электронного микроскопа Jeol JEM 2100. Электропроводность измерена вихретоковым методом с помощью установки Константа К-6.

Объемную долю частиц вторых фаз определяли двумя методами. Использовали метод оценки объемной доли частиц вторых фаз по анализу фотографий микроструктуры. Кроме того, было предложено рассчитывать объемную долю частиц по изменению электрического сопротивления в соответствии с уравнением Маттисона [1]:

$$\rho = \frac{m}{N \cdot e_9^2} \cdot \left( \frac{1}{\tau} \right) \quad (1),$$

где  $\rho$  — удельное электрическое сопротивление,  $m$  — масса электрона,  $e_9$  — заряд электрона,  $N$  — общее число электронов,  $\tau$  — время релаксации электрона на препятствиях.

Предположим, что время релаксации  $\tau$  складывается из времени релаксации электрона на атомах Cu, Cr и Zr. Тогда

$$\rho = \frac{m_e}{N \cdot e_9^2} \left( \frac{1}{\tau_{Cu}} + \frac{1}{\tau_{Cr}} + \frac{1}{\tau_{Zr}} \right), \quad (2)$$

где  $\tau_{Cu}$  — время релаксации электронов на атомах меди, равное  $2,43 \times 10^{-14} \text{ с}^{-1}$ ,  $\tau_{Cr}$  и  $\tau_{Zr}$  — время релаксации электронов на атомах Cr и Zr, входящих в состав твердого раствора.

Учитывая, что предельная растворимость Cr  $\approx 0,6$ , а Zr  $\approx 0,12$  ат. % [2], время релаксации электронов на 1 атоме хрома и 1 атоме циркония равно  $1,43 \times 10^{-13} \text{ с}^{-1}$  и  $3,49 \times 10^{-14} \text{ с}^{-1}$  соответственно. Зная время релаксации на 1 атоме, можно оценить время релаксации электрона на атомах, вхо-

дящих в состав пересыщенного твердого раствора. Тогда время релаксации электронов  $\tau_X$  на атомах Cr и Zr, присутствующих в твердом растворе:

$$\tau_X = \frac{m_{X_{\text{крит}}}}{m_{X_i}} \frac{m_e}{N \cdot e^2 \cdot (\rho_{X_{\text{крит}}} - \rho_{\text{Cu}})}, \quad (3)$$

где  $m_{X_{\text{крит}}}$  — максимальная растворимость легирующего элемента,  $m_X$  — массовая доля легирующего элемента в твердом растворе,  $\rho_{X_{\text{крит}}}$  — удельное электрическое сопротивление твердого раствора с предельным содержанием растворенного легирующего элемента,  $\rho_{\text{Cu}}$  — электросопротивление чистой меди.

Таким образом, из уравнений (1–3) можно рассчитать количество легирующих элементов, участвующих в формировании частиц, как разницу между количеством легирующих элементов после закалки и после деформации. Формула для определения объемной доли частиц  $f$  имеет вид:

$$f = \frac{m_{X_0} - m_{X_i} Ar_{\text{Cu}} V_{\text{част}}}{Ar_X N_{\text{ат. част}} V_{\text{яч. Cu}} (m_{X_i} + 25)}, \quad (4)$$

где  $m_{X_0}$  — доля легирующего элемента в твердом растворе после закалки,  $f$  — объемная доля частиц,  $N_{\text{ат. част}}$  — число атомов легирующего элемента в частице,  $V_{\text{яч. Cu}}$  — объем элементарной ячейки меди,  $V_{\text{част}}$  — объем частицы хрома,  $Ar_X$  — атомная масса легирующего элемента,  $Ar_{\text{Cu}}$  — атомная масса меди.

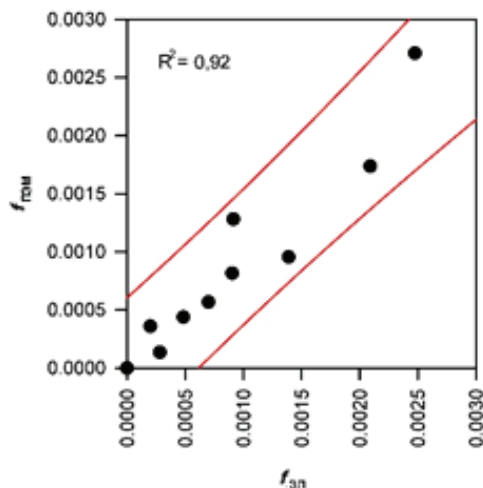


Рис. Соотношение между объемной долей частиц, измеренной методом ПЭМ  $f_{\text{ПЭМ}}$  и рассчитанной по изменению электрической проводимости  $f_{\text{эл}}$

На рисунке представлено сопоставление экспериментальных значений объемной доли частиц (расчет по фотографиям ПЭМ и по предложенному подходу). Представленные данные свидетельствуют о хорошей корреляции двух методов расчета объемной доли частиц для Cu–Cr–Zr сплавов, что свидетельствует о достоверной оценке объемной доли частиц по изменению электрической проводимости.

### **Литература**

1. Matthiessen A. On the Influence of Temperature on the Electric Conducting-Power of Alloys // Philosophical Transactions of the Royal Society 1864. V. 154. P. 167–200.
2. High strength and good electrical conductivity in Cu-Cr alloys processed by severe plastic deformation / S.V. Dobatkin [et al.] // Materials Letters. 2015. V. 153. P. 5–9.

УДК 669-1

**М. С. Ткачёв<sup>\*</sup>, А. С. Луговская, А. Г. Пилипенко, А. И. Морозова**

НИУ «БелГУ», г. Белгород

<sup>\*</sup>1196634@bsu.edu.ru

Научный руководитель — д-р физ.-мат. наук А. Н. Беляков

## ВЛИЯНИЕ РКУП-КОНФОРМ НА МИКРОСТРУКТУРУ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr

Исследована эволюция микроструктуры сплава Cu–0,1 %Cr–0,1 %Zr в процессе равноканального углового прессования по схеме Конформ (РКУП-Конформ). Определено изменение размера зерен, плотности дислокаций и доли большеугловых границ. Установлено, что в процессе РКУП-Конформ развивается непрерывная динамическая рекристаллизация, увеличивается плотность дислокаций и формируется ультрамелкозернистая структура.

*Ключевые слова:* РКУП-Конформ, медные сплавы, пластическая деформация, микроструктура

**M. S. Tkachev, A. S. Lugovskaya, A. G. Pilipenko, A. I. Morozova**

## EFFECT OF ECAP-CONFORM ON MICROSTRUCTURE OF A LOW ALLOYED Cu–Cr–Zr ALLOY

The microstructure evolution of a low alloyed Cu–0,1 %Cr–0,06 %Zr alloy during equal channel angular pressing with the Conform process (ECAP-C) was investigated. The changes of grain size, dislocation density and high-angle boundary fraction were estimated. The continuous dynamic recrystallization was developed, dislocation density increased and ultrafine grained microstructure formed during ECAP-C.

*Key words:* ECAP-C, copper alloys, plastic deformation, microstructure

**А**нализ механизмов эволюции микроструктуры медных сплавов системы Cu–Cr–Zr в процессе больших пластических деформаций является актуальным научным направлением, поскольку формирующиеся в процессе деформации структурные дефекты влияют как

на механические, так и на проводящие свойства этих перспективных электротехнических сплавов [1].

В качестве материала исследования был взят сплав Cu–0,1 %Cr–0,1 %Zr (масс. %). Сплав был подвергнут термической обработке на получение пересыщенного твердого раствора при температуре 920 °С 1 ч с охлаждением в воде. После термической обработки средний размер зерен составил 120 мкм, а плотность дислокаций —  $2,5 \times 10^{12} \text{ м}^{-2}$  (рис., а). Экспериментальные образцы подвергли РКУП-К в оснастке с углом пересечения каналов матрицы 120° при комнатной температуре по маршруту В<sub>С</sub> (рис., е).

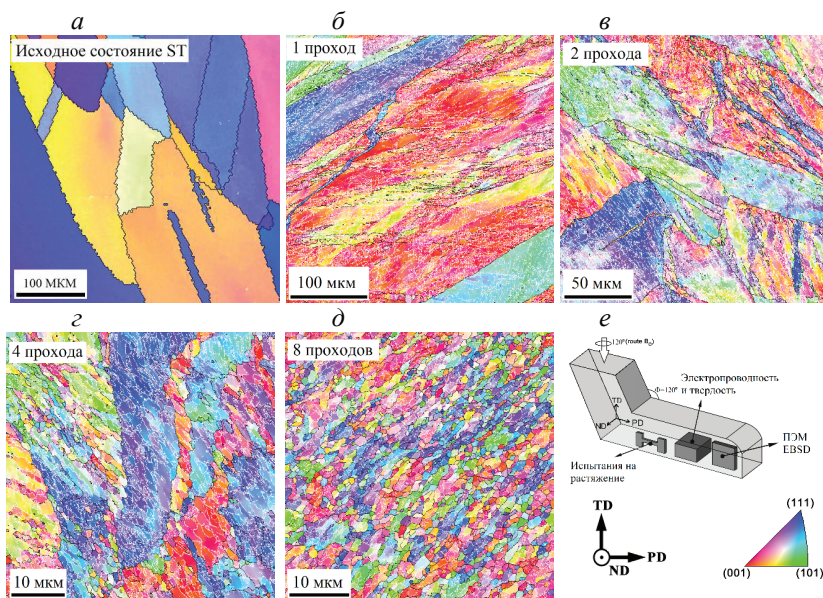


Рис. Микроструктура сплава Cu–Cr–Zr:

а — исходное состояние, б — после 1 прохода РКУП-К, в — после 2 проходов РКУП-К, г — после 4 проходов РКУП-К, д — после 8 проходов РКУП-К, е — схема деформации образцов.

Обратные полюсные фигуры показаны для направления ND

Исследования микроструктуры проводили методом EBSD-анализа с помощью растрового электронного микроскопа Nova NanoSEM 450. Долю большеугловых границ (БУГ) и средний угол разориентировки границ определяли с помощью программного обеспечения TSL

OIM Analysis 6. Средний размер зерен был рассчитан методом секущих, как среднее расстояние между БУГ в поперечном и продольном направлениях. Плотность границ определяли, как отношение длины границ к площади изображения микроструктуры. Плотность дислокаций определяли с помощью анализа микронапряжений (функция Kernel Average Misorientation) [2].

После 1 прохода РКУП-К формируются параллельные БУГ вблизи исходных границ зерен, внутри зерен образуются малоугловые границы. Исходные зерна вытягиваются в направлении течения металла (рис., б). После 2 прохода РКУП-К увеличивается плотность малоугловых границ (рис. 1, в). После 4 прохода РКУП-К растет доля БУГ. Параллельные БУГ разделяются поперечными БУГ, что приводит к формированию новых мелких зерен размером меньше 1 мкм (рис., г). После 8 прохода РКУП-К формируется однородная ультрамелкозернистая структура с высокой долей БУГ (рис., д). Формирование малоугловых границ с последующей трансформацией их в БУГ в процессе РКУП-К свидетельствует о развитии непрерывной динамической рекристаллизации.

Изменение структурных параметров в процессе РКУП-К Cu–Cr–Zr сплава представлено в таблице.

Таблица

Параметры микроструктуры сплава Cu–0,1 %Cr–0,1 %Zr после РКУП-К

Состояние	Размер зерен (мкм)	Плотность дислокаций ( $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ )	Доля большеугловых границ	Средний угол разориентировки (суб) границ, °	Плотность (суб)границ, ( $\times 10^6 \text{ м}^{-1}$ )
Исходное состояние	120	0,3	0,91	48,2	0,000025
1 проход	21,93	3,9	0,11	7,4	1,1
2 проход	9,15	5,4	0,13	8,6	2,0
4 проход	3,27	6,7	0,17	9,5	5,7
8 проход	1,07	5,9	0,36	16,0	4,5

Средний размер зерен уменьшается с ростом степени деформации и после 8 проходов РКУП-К составляет 1,07 мкм. РКУП-К до 4 проходов сопровождается увеличением плотности дислокаций и границ

кристаллитов ( $6,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и  $5,7 \times 10^6 \text{ м}^{-1}$  соответственно). Дальнейшая деформация приводит к незначительному снижению плотности дислокаций. Средний угол разориентировки и доля БУГ постепенно увеличиваются с ростом степени деформации. После 8 проходов РКУП-К доля БУГ составляет 0,36, средний угол разориентировки границ —  $16,0^\circ$ .

*Выражаем благодарность профессору Г. И. Рааб за помощь в проведении операции РКУП-Конформ.*

### **Литература**

1. Рааб Г. И., Валиев Р. З. Равноканальное угловое прессование по схеме «Конформ» длинномерных наноструктурных полуфабрикатов из титана // Кузнечно-штамповое производство. Обработка металлов давлением. 2008. Т. 1. С. 21–27.
2. Grain refinement kinetics and strengthening mechanisms in Cu–0,3Cr–0,5Zr alloy subjected to intense plastic deformation / A. P. Zhilyaev [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2016. V. 654. P. 131–142.



УДК 669-1

**С. В. Данилов<sup>\*</sup>, В. И. Пастухов, В. Ю. Ярков, А. Е. Устинов, Э. Г. Мурадян**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>\*</sup> s. v.danilov@urfu.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

## ВОЗМОЖНОСТИ ОРИЕНТАЦИОННОЙ МИКРОСКОПИИ ПРИ АНАЛИЗЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ТМСП

Методом ориентационной микроскопии проанализирована зеренная структура образцов малоуглеродистой низколегированной трубной стали, полученных контролируемой термомеханической обработкой. Показаны возможности получения различных зеренных характеристик в зависимости от заданных «граничных» условий анализа.

*Ключевые слова:* трубные стали, контролируемая термомеханическая обработка, бейнит, ориентационная микроскопия, текстура

**S. V. Danilov, V. I. Pastukhov, V. Yu. Yarkov, A. E. Ustinov, E. G. Muradyan**

## THE ORIENTATION MICROSCOPY POSSIBILITIES IN THE ANALYSIS OF GRAIN STRUCTURE IN LOW CARBON STEELS AFTER TMCP

The method of orientation microscopy (EBSD) is used to study the grain structure of low-carbon, low-alloy pipe steel sheets processed by controlled thermomechanical processing (TMCP). The possibilities of obtaining different grain characteristics depending on the specified analysis limitations are shown.

*Key words:* pipeline steel, thermo-mechanical controlled processing, bainite, EBSD, texture

Целью настоящей работы являлась оценка возможностей ориентационной микроскопии (ОП) [1], основанной на дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), для анализа зеренной структуры в сложных случаях: заметная разнотекстурность, большое количество мелких зерен, наличие в большом количестве малоугловых границ, структура возникла в результате сдвигового превращения и т. п.

Исследование проводилось на образцах малоуглеродистой низколегированной стали 06 Г2 МБ с преимущественно феррито-бейнитной структурой, приобретенной в результате контролируемой термомеханической обработки (Thermo Mechanical Controlling Processing — TMCP) [2; 3].

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводилось на растровом микроскопе Tescan Mira3 с автоэмиссионным катодом при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен (кристаллитов) и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Исследуемые области имели размеры приблизительно  $200 \times 200$  мкм<sup>2</sup> ( $0,2 \times 0,2$  мм<sup>2</sup>). Шаг сканирования — 0,1 мкм (100 нм). Погрешность определения ориентации кристаллической решетки — не более  $\pm 1^\circ$  (в среднем  $\pm 0,6^\circ$ ).

Высокая точность идентификации ориентаций, и, соответственно, локальных разориентаций при проведении EBSD-анализа (выше 90 % распознавания для всех исследуемых областей) позволили использовать программное обеспечение Oxford Instruments для определения параметров микроструктуры образцов по распределению всех межкристаллитных границ, характеризующихся углами разориентации, образующих их зерен (кристаллитов). Методом ОР были определены следующие характеристики кристаллитов или «зерен»: 1) средний размер ( $D_{cp}$ ), как диаметр окружности эквивалентной средней площади кристаллитов; 2) максимальный размер кристаллита ( $D_{max}$ ); 3) среднее количество соседних кристаллитов ( $N_c$ ); вытянутость в направлении прокатки ( $X_{cp}/D_{cp}$ ) (таблица).

Все характеристики определялись для трех случаев, отличающихся условным определением понятия «кристаллит» (или «зерно»): I — в качестве кристаллита принимался объект, ограниченный со всех сторон границами с углами разориентации не менее  $7^\circ$ , анализ проводился по всем кристаллитам, в том числе имеющими размер меньше 1 мкм (рис., а); II — в качестве кристаллита принимался объект, ограниченный со всех сторон границами с углами разориентации не менее  $15^\circ$ , анализ проводился по всем кристаллитам, в том числе имеющими размер меньше 1 мкм (рис., б); III — в качестве кристаллита принимался объект, ограниченный со всех сторон границами с углами разориентации не менее  $15^\circ$ , анализ проводился по всем кристаллитам, исключение составили кристаллиты размером меньше 1 мкм

(рис., в). Учет 10-и градусных зерен (то есть от 7 до 15°) связан с возможностью их возникновения в структурах, образующихся по сдвиговому механизму согласно [4], причем в заметном количестве (~ 15% от общего количества высокоугловых границ), то есть случай I представляется наиболее правильным.

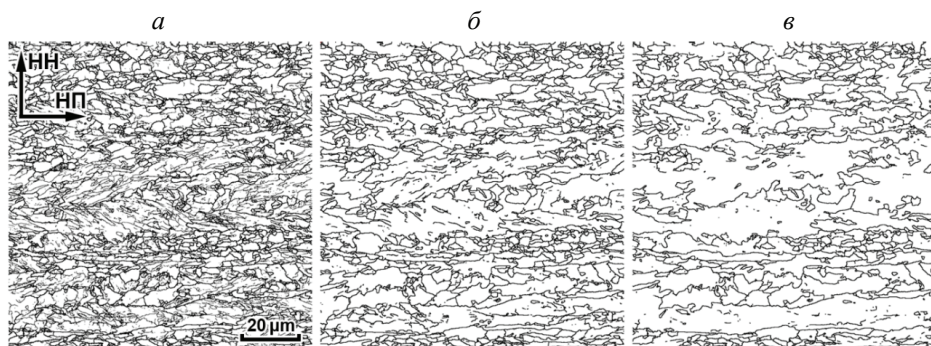


Рис. Микроструктура стали 06Г2МБ после ТМСП, выявленная при различных условиях ОР:

*a* — I, *б* — II; *в* — III

Таблица

Характеристики кристаллитов («зерен») в микроструктуре стали 06Г2МБ после ТМСП, определенные методом ОР

Характеристики	Различные условия ОР		
	I	II	III
$D_{\text{ср}}$ , мкм	1,1	2,6	3,2
$D_{\text{max}}$ , мкм	16,6	16,6	27,4
$N_{\text{с}}$ , шт.	4,3	8,5	8,7
$X_{\text{ср}}/D_{\text{ср}}$	2,2	3,3	3,5
Кол-во кристаллитов, шт.	3580	1246	636

Учет границ только с углом разориентации более 15° соответствует «классическому» подходу к понятию «высокоугловая межзеренная граница», то есть соответствует классическому определению «зерна». Исключение кристаллитов, размером меньше 1 мкм, заметная часть которых всегда соответствует не идентифицированным микрообластям, максимально приближает изображение EBSD к металлографии-

ческому (рис., б, в). Однако в случае ОР процедура, соответствующая случаю III, фактически, выделяет не зерна, а области с практически одинаковой кристаллографической текстурой, т.е. области возможного распространения трещин при разрушении, согласно [3].

*Работа выполнена при поддержке стипендии Президента  
Российской Федерации, проект СП-259.2018.1.*

### **Литература**

1. Методы исследования текстур в материалах: учебное пособие / М. Л. Лобанов [и др.]. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та. 2014. 115 с.
2. Texture Inheritance on Phase Transition in Low-Carbon, Low-Alloy Pipe Steel after Thermomechanical Controlled Processing / M. L. Lobanov [et al.] // Steel in Translation. 2017. V. 47. P. 710–716.
3. Effect of Bainite Crystallographic Texture on Failure of Pipe Steel Sheets Made by Controlled Thermomechanical Treatment / I. Y. Pyshmintsev [et al.] // Metallurgist. 2016. V. 60. P. 405–412.
4. Investigation of Special Misorientations in Lath Martensite of Low-Carbon Steel Using the Method of Orientation Microscopy / M. L. Lobanov [et al.] // The Physics of Metals and Metallography. 2016. V. 117. P. 254–259.

УДК 621.774

**М. С. Шалаева<sup>1\*</sup>, Ю. Н. Логинов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Ревдинский завод ОЦМ, г Ревда

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*shalaevams@mail.ru

## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ МЕДНЫХ ТРУБ

Выполнены измерения шероховатости внутренней поверхности медных труб по проходам волочения в двух вариантах: до и после отжига. Выявлено, что шероховатость повышается после проведения рекристаллизационного отжига. Такое явление объяснено зарождением и ростом новых зерен, имеющих свою форму поверхности. При последующем волочении эта форма поверхности разглаживается пластической деформацией.

*Ключевые слова:* Волочение, медные трубы, шероховатость, термическая обработка, рекристаллизация

**M. S. Shalaeva, Yu. N. Loginov**

## INFLUENCE OF ANNEALING ON THE ROUGHNESS OF A SURFACE OF COPPER PIPES

Roughness measurements of the inner surface of copper pipes along the drawing passes were performed in two versions: before and after annealing. It was revealed that the roughness increases after recrystallization annealing. This phenomenon is explained by the nucleation and growth of new grains having their own surface shape. With subsequent drawing, this surface shape is smoothed out by plastic deformation.

*Key words:* Drawing, copper pipes, roughness, heat treatment, recrystallization

Состояние внутренней поверхности медных труб предопределяет характеристики теплопередачи [1], поэтому является предметом изучения как со стороны потребителей [2], так и со стороны изготовителей [3].

С целью оценки влияния термообработки на качество внутренней поверхности труб был проведен следующий эксперимент. Медную пресс-заготовку из меди марки М2 по ГОСТ 859 подвергали волочению на самоустанавливающихся оправках на стане барабанного типа

ВСТ 1/1500. В процессе эксперимента в качестве смазки внутренней поверхности использовали масло Kubitrac 4092. По маршруту волочения от бухты труб в каждом проходе отбирали образцы. В продольном направлении образцов проводили измерения шероховатости внутренней поверхности  $R_a$ . Затем образцы подвергли отжигу в вакуумной печи при температуре  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 5,5 часов. После этого были вновь проведены измерения шероховатости. Как до, так и после отжига измерения проводили при следующих условиях: отсечка шага —  $0,8\text{ мм}$ , трасса укорочена (равна двум отсечкам шага). Назначили предел измерений —  $10\text{ мкм}$ , погрешность  $\pm 0,011\text{ мкм}$ . Шероховатость измеряли на профилометре модели 170622, степень точности 2 по ГОСТ 19300–86. Принцип действия профилометра — электронный, метод измерения — контактный. Для отбрасывания резко выделяющихся (аномальных) результатов испытания был применен критерий Смирнова.

Как видно из данных, приведенных на рис. 1, параметр шероховатости после отжига становится больше, т. е. деформированное состояние обеспечивает лучшее состояние поверхности, чем отожженное. Например, если дополнительно усреднить средние значения параметра шероховатости по проходам, то до отжига получим величину  $0,3$ , а после отжига  $0,6$ , т. е. шероховатость в среднем увеличилась в два раза.

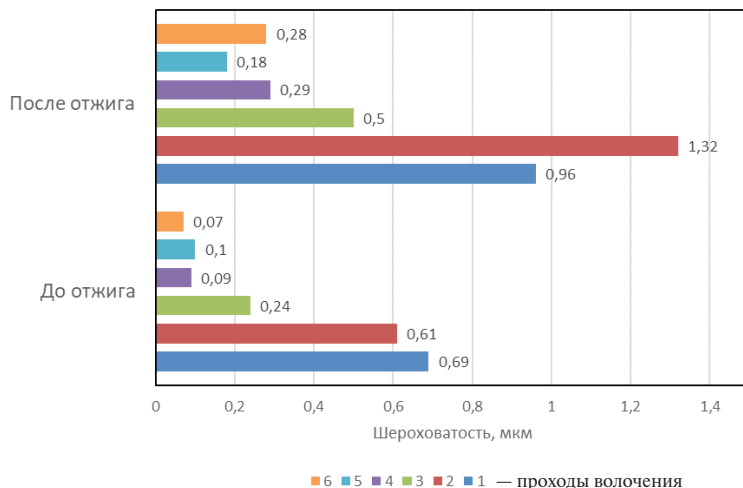


Рис. 1. Значения шероховатости до и после отжига

Увеличение параметра шероховатости после отжига (рис. 2) нельзя объяснить появлением окалины или окислением поверхности, по-

сколько термическая обработка осуществляется в вакууме. Одна из гипотез, объясняющих такое видоизменение топографии поверхности, может быть сформулирована на основе анализа процесса рекристаллизации. Металл на стадии волочения разглаживается волочильным инструментом, что обеспечивает невысокий уровень шероховатости. В результате рекристаллизации при отжиге возникают новые зерна, их границы, выходящие на поверхность, не совпадают с контуром старых границ. При последующем росте зерен образуется более неровная поверхность, чем была до отжига. Дополнительным фактором может явиться изменение текстуры заготовок по проходам волочения и термической обработки [4].

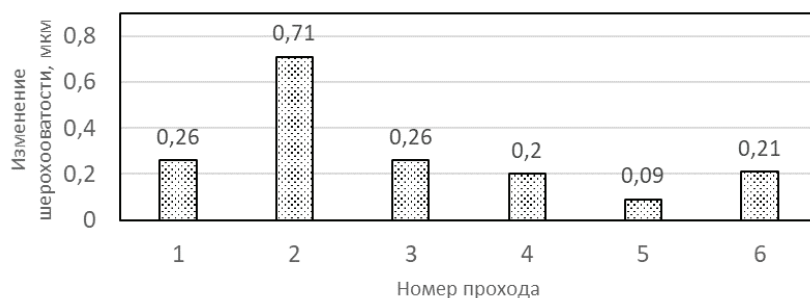


Рис. 2. Изменение шероховатости до и после отжига по проходам волочения

Таким образом, промышленный эксперимент показал, что шероховатость внутренней поверхности медных труб после проведения вакуумного отжига имеет тенденцию к повышению, что необходимо учитывать в технологии производства этого вида изделий.

### Литература

1. Kotthoff S. Heat transfer and bubble formation on horizontal copper tubes with different diameters and roughness structures / S. Kotthoff, D. Gorenflo // *Heat and Mass Transfer / Waerme- und Stoffuebertragung*. 2009. V. 45 (7). P. 893–908.
2. Surface roughness of the channels of industrial copper tubes / A. E. Poberezkin [et al] // *Chemical and Petroleum Engineering*. 1989. V. 25 (9). P. 504–507.
3. Логинов Ю. Н., Шалаева М. С. Эволюция микронеровностей внутренней поверхности медных труб при волочении // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. 2014. № 3. С. 39–44.
4. Расчет деформаций и экспериментальное исследование текстуры в нагартованной медной проволоке / Ю. Н. Логинов [и др.] // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 5. С. 38–44.



УДК 669.3

**А. С. Надолько<sup>1</sup>, Н. Н. Загиров<sup>1\*</sup>, Ю. Н. Логинов<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Сибирский федеральный университет, г. Красноярск<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*kafomd\_1@mail.ru

## СВОЙСТВА СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПЕРЕРАБОТКИ МЕДНОЙ СЕЧКИ

Выполнены эксперименты по получению сварочной проволоки из медной сечки. Для этого применен метод горячего брикетирования и горячей экструзии с последующим холодным волочением. Применена также термическая обработка при различном сочетании с проходами волочения. Измерены свойства полученной проволоки в различных вариантах ее производства и сделан вывод о возможности ее применения.

*Ключевые слова:* медная проволока, горячее брикетирование, экструзия, волочение, термическая обработка, рекристаллизация

**A. S. Nadolko, N. N. Zagirov, Yu. N. Loginov**

## PROPERTIES OF THE WELDING WIRE OBTAINED BY THE METHOD OF PROCESSING CHOPPED COPPER WIRE

Experiments were carried out to obtain a welding wire from a copper chopped copper wire. For this, the method of hot briquetting and hot extrusion followed by cold drawing was used. Heat treatment is also applied with various combinations with drawing passes. The properties of the obtained wire were measured in various version of its production and a conclusion was drawn on the possibility of its application.

*Key words:* copper wire, hot briquetting, extrusion, drawing, heat treatment, recrystallization

**П**роволочную сечку получают путем резки или рубки проволоки на мерные длины. Медная сечка (гранулянт) является весьма ценным материалом, который благодаря своим уникальным свойствам, нашел широкое применение в электроэнергетической и электротехнической отраслях производства [1]. Его используют при создании транс-



форматоров, комплектующих для сигнальных приборов, теплообменников, запасных частей к машинам и механизмам, а также новых кабелей. Кроме того, он является важным легирующим элементом многих сплавов, может служить сырьем для изготовления фольги и сварочной проволоки. В работе стояла задача получить из указанных отходов меди марки М1 проволоку определенного диаметра с заданным уровнем механических характеристик, используя при этом только приемы порошковой металлургии, обработки давлением и термической обработки [2; 3].

Ранее были опробованы различные варианты изготовления сварочной проволоки из стружковых отходов силумина [4] методами компактирования, совмещенного процесса прокатки — прессования (СПП) и последующего волочения.

Предлагается технологическая схема изготовления длинномерной проволоки из исходной медной сечки, которая предполагает выполнение следующих основных операций.

1. Подготовка исходных компонентов к компактированию.

2. Горячее брикетирование в жесткой пресс-форме при температуре  $\theta_{бр} = 450...500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , давлении брикетирования  $p = 200\text{ МПа}$  и времени выдержки в течение  $\tau = 5\text{ мин}$  до достижения относительной плотности около 93 %.

3. Нагрев прессовки до температуры  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  и горячая экструзия через коническую матрицу прямым методом. Коэффициент вытяжки при получении исходного прутка диаметром 6,7 мм составлял 45.

4. Однократное холодное волочение на цепном волочильном стане усилием 50 кН, которое осуществлялось по маршруту: 6,7→6,0→5,0→4,0→3,5→3,0→2,6→2,0 мм. При его составлении учитывалась возможность проведения после одного из этапов обработки давлением отжига при температуре  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  и времени выдержки 60 мин.

Технологические режимы получения проволоки  $\varnothing 2\text{ мм}$

Вариант	Схема получения проволоки
1	волочение до $\varnothing 2\text{ мм}$ без отжига
2	волочение до $\varnothing 4\text{ мм}$ →отжиг→волочение до $\varnothing 2\text{ мм}$
3	волочение до $\varnothing 3\text{ мм}$ →отжиг→волочение до $\varnothing 2\text{ мм}$
4	волочение до $\varnothing 2\text{ мм}$ →отжиг

После получения проволоки диаметром 2 мм отобранные образцы были подвергнуты испытанию на растяжение и на перегиб. Результаты этих испытаний отражены в табл.

В соответствии с требованиями ГОСТ 16130–90 твердая проволока из меди М1 должна иметь временное сопротивление не менее 350 МПа и выдерживать не менее 4 перегибов. Как видно из таблицы, первый вариант технологии не обеспечивает достаточной пластичности металла, поскольку показатели относительного удлинения, сужения и числа перегибов слишком низкие. Этот результат объясняется отсутствием отжига на последней стадии обработки. Четвертый вариант не обеспечивает достаточной прочности, хотя достигнуты очень хорошие показатели пластичности. Он может быть применен для производства проволоки в мягком состоянии поставки.

Таблица

Механические и технологические свойства медной проволоки Ø2 мм после различных вариантов реализации технологического процесса ее изготовления

Режим обработки	Механические испытания на растяжение			Технологические испытания на перегиб. Число перегибов, N
	Временное сопротивление разрыву $\sigma_b$ , МПа	Относительное удлинение, $\delta$ , %	Относительное сужение, $\psi$ , %	
1	450...460	1...2	14...16	3...4
2	420...430	2...3	25...27	12...14
3	380...390	3,5...4,5	42...44	17...19
4	210...220	40...45	65...70	33...35

В случае необходимости производства проволоки в твердом состоянии требованиям стандарта удовлетворяют технологические варианты 2 и 3.

### Литература

1. Медные сплавы. Марки, свойства, применение / Ю. Н. Райков [и др.]. М. : «Институт «Цветметобработка», 2011. 456 с.
2. Загиров Н. Н., Логинов Ю. Н. Технологические основы получения материалов и изделий из сыпучих стружковых отходов меди и ее сплавов методами обработки давлением: монография. Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2015. 171 с.
3. Etherington C. Conform and the recycling of non-ferrous scrap metals // Conservation and Recycling. 1978. V. 2 (1). P. 19–29.
4. Загиров Н. Н., Сравнительный анализ технологий изготовления сварочной проволоки из эвтектического силумина с применением совмещенных методов обработки/Н. Н. Загиров [и др.]/Цветные металлы. 2017. № 4. С. 86–92.

УДК 539.374.2

**Д. Ю. Абашев**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

9283dima@mail.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## ПОСЛЕДСТВИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЦИРКОНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ

В статье рассматривается влияние направления нагрузки на механические свойства, характерные для кристаллической решетки циркония. Пластическое деформирование циркониевых сплавов приводит к анизотропии механических свойств. При повторении схем нагружения данная анизотропия увеличивается. С целью уменьшения данного явления предложена схема проходов при деформировании циркония с чередованием сжимающих и растягивающих напряжений.

*Ключевые слова:* цирконий, кристаллическая решетка, направление нагрузки, анизотропия, плоская прокатка, схема обработки

**D. Y. Abashev**

## CONSEQUENCES OF PLASTIC DEFORMATION OF ZIRCONIUM WHILE ROLLING

The article considers the influence of the direction of the load on the mechanical properties characteristic of the zirconium crystal lattice. Plastic deformation of zirconium alloys leads to anisotropy of mechanical properties. When repeating loading patterns, this anisotropy increases. In order to reduce this phenomenon, a passage scheme is proposed for the deformation of zirconium with alternating compressive and tensile stresses.

*Key words:* zirconium, crystal lattice, direction of loading, anisotropy, flat rolling, processing scheme

Согласно имеющейся классификации ГПУ-металлы подразделяют на три группы по отношению высоты элементарной призмы  $c$  к длине ребра основания  $a$ :  $c/a < 1,633$  (Ti, Zr, Hf; Be и т.д.);  $c/a \cong 1,633$  (Mg,

Co);  $c/a > 1,633$  (Zn, Cd). В соответствии с этой классификацией рассматривают и механизмы деформации металлов. Здесь видно, что титан и цирконий входят в одну группу металлов, поэтому часто считают, что в отличие, например, от магния, особенности обработки давлением для них окажутся общими. В частности, это обусловило появление патентов на особенности производства из этих металлов изделий [1; 2] и одинакового подхода к формулировке условия текучести [3; 4]. Испытания показывают, что механические свойства циркония ощутимо зависят от преимущественной ориентации осей  $\langle c \rangle$  относительно направления нагрузки, что приходится учитывать в расчетах [5].

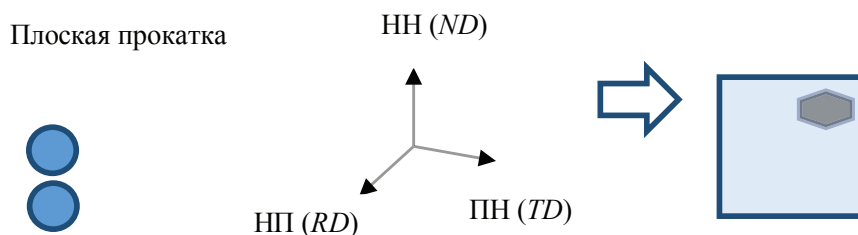


Рис. 1. Формирование текстуры при прокатке листов из циркония

На рис. 1 показана ситуация, возникающая при плоской прокатке циркониевых сплавов. Два валька создают обжатие полосы в направлении нормали НН (ND). Здесь и далее будут приведены обозначения, принятые в России, а в скобках — в англоязычной литературе. Как известно, при плоской прокатке уширение не велико, поэтому из условия постоянства объема металл будет удлиняться в направлении прокатки НП (RD). В перпендикулярном направлении ПН (TD) деформацией можно пренебречь. Базисные плоскости призмы ГПУ решетки ориентируются параллельно деформации сжатия, поэтому при прокатке призма располагается осью в направлении толщины проката с возможным рассеиванием углов наклона этой оси.

Такая схема аналогична случаю деформации полых заготовок при превалировании обжатия по стенке трубы над обжатием по диаметру. Результатом такого воздействия является различный уровень свойств, наблюдаемый в различных направлениях. Для примера на рис. 2 приведены кривые упрочнения циркония в трех направлениях для плоского проката.

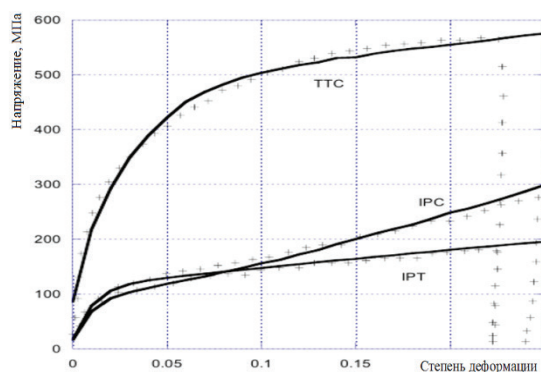


Рис. 2. Кривые упрочнения циркония: IPC и IPT — сжатие и растяжение в плоскости проката, TTC — сжатие по толщине проката [7]

По данным статьи [6] действие напряжений растяжения и сжатия сопряжено с изменениями исходной текстуры, характер которых зависит от направления приложенной нагрузки и типа активизируемых при этом механизмов пластической деформации. При совпадении последовательных схем приложения нагрузки анизотропия изделия усиливается, а при противоположных направлениях нагружения с ростом степени деформации — постепенно снижается и может измениться на обратную.

Это наводит на мысль о том, что, при повторении схемы нагружения металла в последовательных операциях обработки происходит увеличение степени анизотропии. Например, при листовой прокатке происходит чередование проходов при постепенном уменьшении толщины проката.

Если целью формоизменения является уменьшение анизотропии свойств, то следует получить литую заготовку с размерами, приближенными к конечному продукту. Тогда общее обжатие полосы окажется минимальным, что приведет к минимальной анизотропии свойств. Пока же существующая схема обработки приводит к увеличению анизотропии.

### Литература

1. Texture enhancement of metallic tubing material having a hexagonal close-packed crystal structure: пат. US4765174 United States: МПК B21B21/00, B21C37/06, B21C37/30/Cook Charles S, Sabol George P. : заявитель Westinghouse Electric Corporation [US]. опубли. 23.08.1988; приор. 20.02.1987.

2. Способ получения трубы из технически чистого титана с радиальной текстурой: пат. 2504598 Рос. Федерация: МПК В21В17/00, В23К103/14, С22F1/18 / Логинов Ю. Н., Ершов А. А.: заявитель и патентообладатель Екатеринбург. УрФУ; заявл. 01.03.2012; опубл. 20.01.2014.

3. Логинов Ю. Н., Соловей В. Д., Котов В. В. Преобразование условия текучести при деформации металлических материалов с ГПУ решеткой // Металлы. 2010. № 2. С. 93–99.

4. Suh Y. S., Saunders F. I., Wagoner R. H. Anisotropic yield functions with plastic-strain-induced anisotropy // International Journal of Plasticity. 1996. V. 12. Iss 3. P. 417–438.

5. Логинов Ю. Н., Полищук Е. Г., Тугбаев Ю. В. Особенности моделирования процесса прессования труб из сплавов на основе циркония // Цветные металлы. 2018. № 9. С. 82–87.

6. Эволюция кристаллографической текстуры при нагружении и ее влияние на анизотропию механических свойств изделий из циркониевого сплава / М. Г. Исаенкова [и др.] // Цветные металлы. 2014. № 12. С. 68–73.

7. Mechanical response of zirconium — I. Derivation of a polycrystal constitutive law and finite element analysis / C. N. Tomé [et al.] // Acta Materialia, V. 49. Issue 15. 3 September, 2001. P. 3085–3096.

УДК 669.71

**Р. Ю. Барков<sup>\*</sup>, А. Г. Мочуговский, О. А. Яковцева, А. В. Поздняков**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва

*\*barkov@isis.ru*

## МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Y–Er–Zr–Sc С ПРИМЕСЯМИ Fe И Si

Исследовано влияние примесей кремния и железа на структуру, фазовый состав и механические свойства сплава Al–0,2Y–0,3Er–0,2Zr–0,05Sc. В сплаве Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (0,15 % (Fe и Si)) отмечено наличие фаз, образованных примесями железа и кремния, наблюдается повышенная концентрация циркония, эрбия и иттрия в этих фазах, тогда как для сплава Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (0,01 % (Fe и Si)) образование подобных фаз отмечено не было.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы; редкоземельные металлы рекристаллизация; механические свойства; микроструктура

**R. Yu. Barkov, A. G. Mochugovskiy, O. A. Yakovtseva, A. V. Pozdniakov**

## MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF Al–Y–Er–Zr–Sc ALLOY WITH Fe AND Si IMPURITIES

The influence of silicon and iron impurities on the structure, phase composition and mechanical properties of the alloy Al–0,2Y–0,3Er–0,2Zr–0,05Sc was investigated. In the alloy Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (0,15 % (Fe and Si)), the presence of phases formed by impurities of iron and silicon was noted, there was an increased concentration of zirconium, erbium and yttrium in these phases, whereas for the alloy Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (0,01 % (Fe and Si)), the formation of such phases was not observed.

*Keywords:* aluminum alloys; rare earth metals; recrystallization; mechanical properties; microstructure

**В** последние годы большое количество исследований посвящено анализу влияния добавок иттрия и эрбия на структуру и свойства чистого алюминия Al [1] и сплавов на основе системы Al–Mg [2].

Малые добавки эрбия и иттрия повышают свойства алюминия и его сплавов за счет образования дисперсоидов типа  $Al_3M$  в процессе отжига [1]. В присутствии циркония и скандия эффект упрочнения при отжиге повышается за счет образования дисперсоидов  $Al_3(Zr, Y)$  [3],  $Al_3(ErZr)$  [1] и  $Al_3(Sc, Zr, Er)$  [4]. В сплаве  $Al-0,04 \text{ ат. \% Er}$  твердость в процессе отжига достигает 400 МПа за счет выделения дисперсной фазы  $Al_3Er$  в процессе отжига [1]. А при введение в этот сплав 0,08 ат. \% Zr твердость возрастает до 560 МПа [1]. В сплаве  $Al-Zr-Sc-Si$  замена 0,01 ат. \% скандия на эрбий привела к повышению характеристик ползучести после двухступенчатого отжига по режиму 300 °С, 4 ч и 425 °С, 8 ч [5]. Добавка иттрия в сплавы системы  $Al-Zr$  приводит к ускорению кинетики выделения дисперсоидов фазы  $Al_3Zr$  и образованию частиц фазы  $Al_3(Zr, Y)$  меньшего размера [3].

Изображения в характеристических излучениях элементов на картах распределения на рисунке 1 показывают, что светлые фазы обогащены Y и Er и Y, Er и Zr (рис. 1, а), а в случае сплава  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (85) отмечено наличие фаз образованных примесями железа и кремния (рис. 1, б). Также для сплава  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (85) в фазах, содержащих примеси железа и кремния, отмечается повышенная концентрация циркония, эрбия и иттрия, но при этом иттрий не образует фаз с железом (рис. 2, б). В литом сплаве  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (85) образуются многокомпонентные кристаллизационные фазы ( $AlSiFeEr(Zr)$ ) и ( $AlSiErY(Zr)$ ). Скандий не входит ни в одну фазу кристаллизационного происхождения в обоих сплавах.

Сплав  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (85), выплавленный на алюминии Al (99,85 %), показывает меньший эффект упрочнения в процессе отжига при 440 °С, при этом твердость возрастает на 7–9 HV. Отметим, что абсолютное значение твердости не превышает 35 HV, в то время как на сплаве  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (99) достигается твердость до 40 HV. Меньший эффект упрочнения для сплава  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (85) связан с более низкой концентрацией циркония, эрбия и иттрия в алюминиевом твердом растворе.

На рисунке 2 представлены результаты структурных исследований отожженных при 500 и 550 °С в течение 1 часа листов сплавов  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (85) и  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (99). Для сплава  $Al-Y-Er-Zr-0,05Sc$  (99) температура начала рекристаллизации находится в интервале 500–550 °С, поскольку после часового отжига при 550 °С структура полностью рекристаллизована, тогда как при часовой



выдержке при 500 °С выявлены деформированные зерна. Для сплава Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (85) температура начала рекристаллизации несколько выше и находится в интервале 550–600 °С, так как при часовой выдержке 550 °С наблюдается частично рекристаллизованная структура. В таблице представлены результаты определения условного предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), предела прочности ( $\sigma_B$ ) и относительного удлинения ( $\delta$ ) исследованных сплавов.

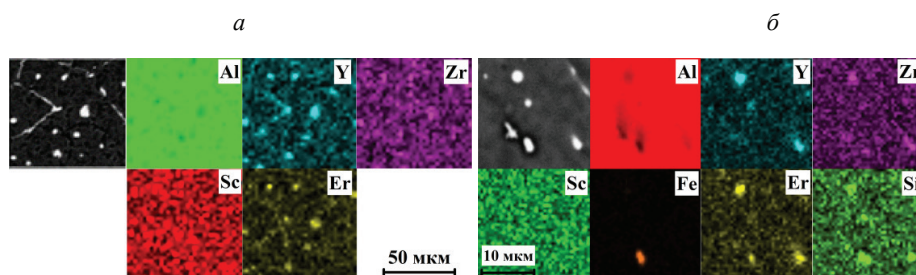


Рис. 1. Карты распределения легирующих элементов между фазами в исследованных сплавах в литом состоянии:

*a* — Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (99), *б* — Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (85)

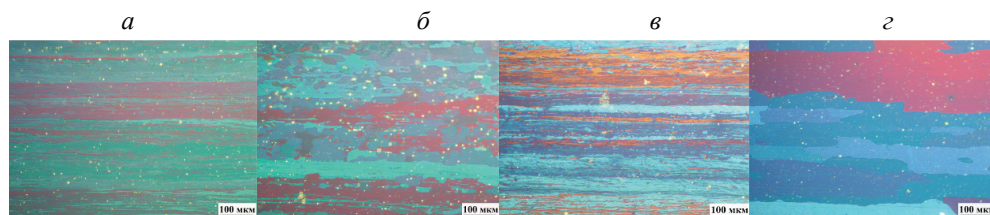


Рис. 2. Микроструктуры (световая микроскопия) исследованных сплавов в отожженном при 500 (*a, в*) и 550 °С (*б, г*):

*a, б* — Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (85), *в, г* — Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (99)

Таблица

Результаты испытаний на растяжение исследуемых сплавов

Режимы	Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (85)			Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (99)		
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Деформ.	155	166	11,2	155	166	8,7
200 °С, 1 час	157	169	10,2	158	168	5,8

Окончание табл.

Режимы	Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (85)			Al–Y–Er–Zr–0,05Sc (99)		
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
100 °C, 3 часа	155	166	10,0	157	166	12,8
150 °C, 3 часа	156	170	9,0	154	165	11
200 °C, 4 часа	152	165	12,4	151	163	12,2
300 °C, 1 часа	152	165	13,1	154	165	7,7

### Литература

1. Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al–Er–Zr alloy / S. P. Wen [et al.], Scr. Mater. 65 (2011). P. 592–595.
2. Effects of homogenization on microstructures and properties of a new type Al–Mg–Mn–Zr–Ti–Er alloy / L. Z. He [et al.] // Mater. Sci. and Eng. A. 527 (2010). P. 7510–7518.
3. Structural and compositional evolution of  $Al_3$  (Zr, Y) precipitates in Al–Zr–Y alloy / H. Gao [et al.] // Mater. Charact. 121 (2016). P. 195–198.
4. Improving aging and creep resistance in a dilute Al–Sc alloy by microalloying with Si, Zr and Er / N. Q. Vo [et al.] // Acta Mater. 63 (2014). P. 73–85.
5. Effect of Er additions on ambient and high-temperature strength of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Si alloys / C. Booth-Morrison [et al.] // Acta Mater. 60 (2012). P. 3643–3654.

УДК 669.146-156.33:539.563

**М. Ю. Панченко<sup>1\*</sup>, Е. Г. Астафурова<sup>1</sup>, Г. Г. Майер<sup>1</sup>, С. В. Астафуров<sup>1</sup>,  
В. А. Москвина<sup>1</sup>, Е. В. Мельников<sup>1</sup>, К. А. Реунова<sup>1</sup>, А. С. Михно<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
г. Томск

*\*panchenko.marina4@gmail.com,*

Научный руководитель — доц., д-р физ.-мат. наук Е. Г. Астафурова

## **ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ $\Delta$ -ФЕРРИТА НА ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ**

Было исследовано влияние объемной доли  $\delta$ -феррита и плотности межфазных (аустенит/ $\delta$ -феррит) и межзеренных границ (аустенит/аустенит) на механические свойства и механизмы разрушения высокоазотистой аустенитной стали до и после электролитического наводороживания. Увеличение плотности межфазных и межзеренных границ и уменьшение доли феррита приводит к повышению устойчивости стали и водородному охрупчиванию.

*Ключевые слова:* высокоазотистая сталь, водородное охрупчивание,  $\delta$ -феррит, межфазные границы, межзеренные границы, механические свойства

**M. Yu. Panchenko, E. G. Astafurova, G. G. Maier, S. V. Astafurov, V. A. Moskvina,  
E. V. Melnikov, K. A. Reunova, A. S. Mikhno**

## **THE EFFECT OF VOLUME FRACTION OF $\Delta$ -FERRITE ON HYDROGEN EMBRITTLMENT IN HIGH-NITROGEN AUSTENITIC STEEL**

The effect of volume fraction of  $\delta$ -ferrite and the density of interphase (austenite/ $\delta$ -ferrite) and grain (austenite/austenite) boundaries on the mechanical properties and fracture mechanisms of a high-nitrogen austenitic steel before and after hydrogen electrolytic charging for 100 h was investigated. An increase in the density of interphase and grain boundaries and decrease in fraction of  $\delta$ -ferrite increase the resistance of steel against hydrogen embrittlement.

*Key words:* high-nitrogen steel, hydrogen embrittlement,  $\delta$ -ferrite, interphase boundaries, grain boundaries, mechanical properties

---

© Панченко М. Ю., Астафурова Е. Г., Майер Г. Г., Астафуров С. В., Москвина В. А., Мельников Е. В., Реунова К. А., Михно А. С., 2020

Для исследования была выбрана высокоазотистая аустенитная сталь: Fe–23Cr–17Mn–0,1C–0,6N (мас. %) (ВАС). Различные величины объемной доли  $\delta$ -феррита, размеров зерен аустенита и  $\delta$ -феррита в образцах ВАС были получены в ходе термической обработки горячекатаных стальных заготовок в интервале температур  $T_{об} = 1050 \dots 1200$  °C с продолжительностью выдержки 30 минут и последующей закалкой в воду. После шлифовки и полировки, стальные образцы были подвергнуты электролитическому наводороживанию в водном растворе поваренной соли (3 % раствор с добавлением аммония роданистого, продолжительность 100 часов, плотность тока — 100 мА/см<sup>2</sup>) и растяжению при комнатной температуре с начальной скоростью деформации  $5 \cdot 10^{-4}$  с<sup>-1</sup>.

Структура ВАС после термообработки при всех  $T_{об}$ , представляла собой аустенит с небольшим содержанием  $\delta$ -феррита (объемная доля  $f = 18 \dots 23$  %). Было установлено, что с увеличением температуры  $T_{об}$  объемная доля  $\delta$ -феррита незначительно увеличивается, при этом возрастает средний размер зерна аустенита и  $\delta$ -феррита, следовательно, уменьшается плотность межфазных и межзеренных границ. Предел текучести стали  $\sigma_{0,2}$  зависит от температуры  $T_{об}$ : максимальное значение  $\sigma_{0,2} = 630$  МПа соответствует обработке при 1050 °C, а с увеличением  $T_{об}$  происходит плавное снижение  $\sigma_{0,2}$ . Удлинение до разрушения образцов изменяется слабо с ростом  $T_{об}$  практически не происходит.

Насыщение водородом приводит к повышению предела текучести (твердорастворное упрочнение атомами водорода) и уменьшению пластичности образцов ВАС независимо от их исходной термообработки. После отжига при температуре 1050 °C (с максимальной плотностью межфазных и межзеренных границ) образцы демонстрируют минимальный коэффициент водородного охрупчивания  $k_H = 10$  %. При увеличении  $T_{об}$  величина  $k_H$  возрастает: до 15 % при  $T_{об} = 1100$  °C, до 23 % при  $T_{об} = 1150$  °C и до 32 % при  $T_{об} = 1200$  °C. После насыщения водородом происходит изменение микромеханизма разрушения ВАС от вязкого ямочного излома к хрупкому в поверхностном наводороженном слое. Наибольшая толщина наводороженного слоя  $45 \pm 5$  мкм характерна для образцов после обработки при 1200 °C, и разрушение в них происходит транскристаллитно по механизму квазискола. Толщина наводороженного слоя уменьшается при увеличении плотности межфазных и межзеренных границ и уменьшении доли феррита и после обработки при температуре 1050 °C составляет  $22 \pm 5$  мкм. При этом

на поверхности разрушения в наводороженном слое наблюдается образование преимущественно интеркристаллитных трещин.

Таким образом, уменьшение размера зерна феррита и аустенита и объемной доли  $\delta$ -феррита в ВАС способствует уменьшению диффузии атомов водорода вглубь образцов и вызывает снижение эффектов водородного охрупчивания. Уменьшение плотности межфазных и межзеренных границ в образцах ВАС приводит к изменению механизма разрушения наводороженного слоя — способствует увеличению вклада интеркристаллитного излома.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского  
научного фонда (грант № 17–19–01197).*

УДК 669.14:539.25

**А. С. Атамашкин<sup>1\*</sup>, Е. Ю. Приймак<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Оренбургский государственный университет, г. Оренбург<sup>2</sup> Завод бурового оборудования, г. Оренбург

\*atamashkin2017@yandex.ru

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук Е. Ю. Приймак

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ И ПОСЛЕСВАРОЧНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В работе проведены исследования структуры и механического поведения сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН после ротационной сварки трением и послесварочного отпуска. Выявлены уязвимые места, в которых произошло зарождение и распространение трещины в условиях статического растяжения. Проанализировано влияние различных температурных режимов послесварочного отпуска на изменение механических свойств и механизма разрушения.

*Ключевые слова:* ротационная сварка трением (РСТ), зона термомеханического влияния (ЗТМВ), среднеуглеродистые стали, прочность, механизм разрушения

**A. S. Atamashkin, E. Y. Priymak**

## EVOLUTION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF MEDIUM-CARBON STEELS UPON ROTARY FRICTION WELDING AND POST-WELD HEAT TREATMENT

In this work the structure and mechanical behavior of welded joints of 32G2 and 40KhN after rotary friction welding and post-weld heat treatment were investigated. Vulnerabilities in which the crack nucleated and spread under static tension were identified. The influence of various temperature conditions of post-weld tempering on the change in the mechanical properties and mechanism of fracture is analyzed.

*Key words:* rotary friction welding, thermomechanical affected zone, medium-carbon steels, strength, mechanism of fracture

В работе приведены результаты исследований сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН, выполненного методом ротационной сварки трением на сварочной машине «Thompson-60», в состоянии после сварки и после последующей локальной термической обработки, которая производилась на установке индукционного нагрева «ЭЛ-СИТ-100» при температурах от 300 до 600 °С с шагом 100 °С с выдержкой при данной температуре в течение 60 секунд.

В результате термодеоформационного процесса сварки трением в приконтактных зонах происходят структурные изменения в привариваемых материалах, которые подробно рассмотрены в работе [1].

Характер распределения микротвердости исследуемых сварных соединений, представленный на рис. 1 показывает, что после сварки сварное соединение характеризуется механической неоднородностью: в приконтактных зонах значения микротвердости повышены за счет образования закалочных структур, а в переходной зоне к основному металлу формируется небольшой участок с твердостью меньше значений основного металла. Последующий нагрев зоны сварного соединения способствует снижению микротвердости упрочненных участков, что связано с распадом термодинамически неустойчивых закалочных структур, образованных при сварке. При температуре отпуска 600 °С наблюдается дополнительное разупрочнение участка переходной зоны к основному металлу, выражающееся в снижении значений микротвердости в этой зоне по сравнению с исходным состоянием после сварки.

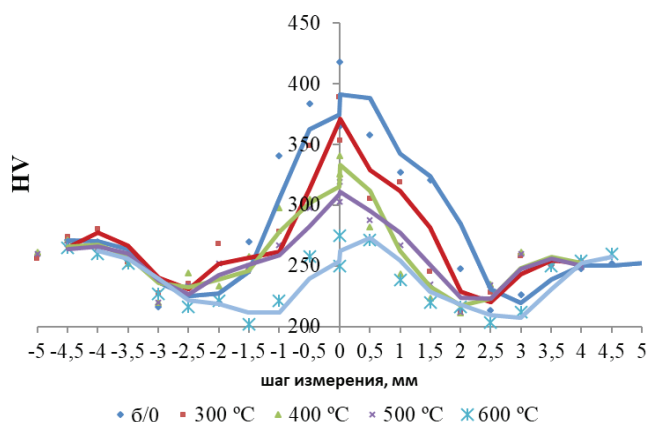


Рис. 1. Распределение микротвердости по сечению фрикционного сварного соединений сталей 32Г2–40ХН в исходном состоянии и после различных температурных режимов отпуска



Механические испытания сварных соединений на статическое растяжение показали, что в исходном состоянии прочностные характеристики сварного соединения не уступают материалу тела трубы. Отпуск способствует снижению характеристик интегральной прочности тем интенсивнее, чем выше его температура.

Анализ деформационного поведения свидетельствует, что деформация при растяжении развивается преимущественно со стороны стали 32Г2 и локализуется в участке с наименьшей микротвердостью. Однако с увеличением температуры отпуска место разрыва смещается ближе к сварному стыку. В исходном состоянии после сварки разрыв образца произошел на расстоянии 6,3 мм от сварного стыка, а после отпуска при 600 °С разрыв образца произошел на расстоянии 3,1 мм от сварного стыка (рис. 2). При этом со стороны стали 32Г2 наблюдается более выраженная локализация пластической деформации в поперечном направлении.

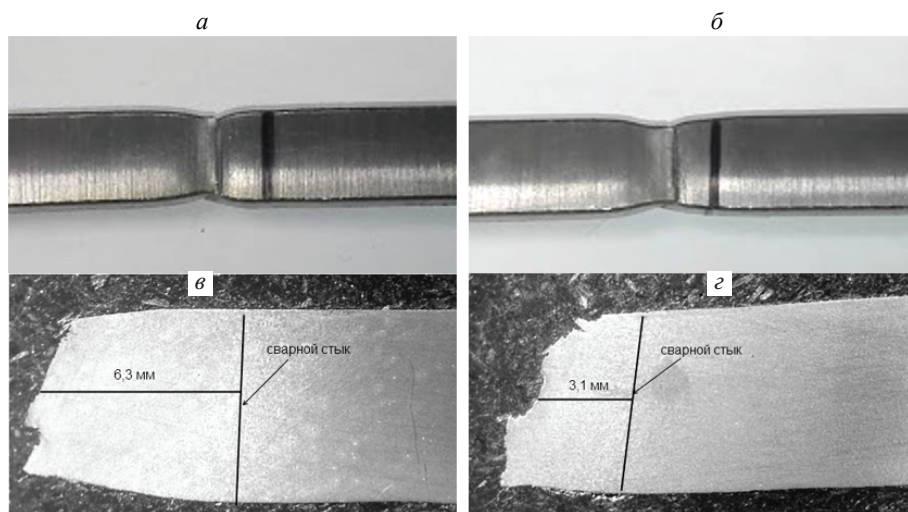


Рис. 2. Фотографии образцов сварных соединений после испытаний на статическое растяжение:

*а, в* — в исходном состоянии после сварки; *б, г* — после отпуска при температуре 600 °С

Микрофрактографический анализ показал, что характер разрушения исследуемых образцов во всех случаях подчиняется законам вязкого разрушения с формированием мелкоямочного микрорельефа, су-



щественно не изменяющего морфологию с увеличением температуры отпуска до 500 °С. При температуре отпуска 600 °С можно отметить увеличение доли микропластической деформации, что выражается в увеличении глубины и пластического течения образующихся ямок.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ  
в рамках научного проекта № 19–38–90079.*

### **Литература**

1. Эволюция структуры и механизм образования сварных соединений среднеуглеродистых сталей при ротационной сварке трением / Е. Ю. Приймак [и др.] // ФММ. 2019. Т. 120, № 11. С. 1187–1192.

УДК 669.017

**М. Н. Ситкина<sup>\*</sup>, О. А. Яковцева, Р. Ю. Барков, О. И. Мамзурина**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва*\*sitkina.m@misis.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. В. Михайловская

**ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ СКОРОСТЕЙ  
ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al–Zn–Mg–Ni–Zr–Sc**

Определены показатели сверхпластичности в сплаве системы Al–Zn–Mg с добавками Ni, Zr, Sc. Сплав демонстрирует удлинения более 700 % в интервале высоких скоростей сверхпластической деформации  $10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  при температуре 440 °C.

*Ключевые слова:* сверхпластичность, алюминиевые сплавы, дислокационная структура, нерекристаллизованная структура

**M. N. Sitkina, O. A. Yakovtseva, R. Yu. Barkov, O. I. Mamzurina****SUPERPLASTIC BEHAVIOR AT HIGH STRAIN RATE  
IN Al–Zn–Mg–Ni–Zr–Sc ALLOY**

The superplastic behaviour is determined in the alloy of the Al–Zn–Mg system with Ni, Zr, and Sc additives. The alloy exhibit elongations more than 700 % in the range of high superplastic deformation strain rates of  $10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  at the temperature of 440 °C.

*Key words:* superplasticity, aluminum alloys, dislocation structure, unrecrystallized structure

**В** настоящий момент на производстве часто используется достаточно дешевый сплав AA7475 [1], который обладает удовлетворительными механическими свойствами. Сплав относится к системе Al–Zn–Mg–Cu и широко применяется для сверхпластической формовки [2]. Скорость формовки деталей из AA7475 невысока и находится в интервале  $10^{-5} \dots 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  [3–4]. Такие низкие скорости формообразова-

ния требуют не только больших временных затрат, но и затрат на электроэнергию, что экономически невыгодно. С точки зрения повышения эффективности формовки интерес представляют сплавы, проявляющие сверхпластичность при более высоких скоростях [5], оптимальным является увеличение скорости на несколько порядков:  $10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ .

В работе [6] получен сплав той же системы, что и AA7475 (Al–Zn–Mg–Cu), дополнительно легированный эвтектикообразующими элементами Fe и Ni, а также Zr и Sc, которые образуют дисперсные частицы  $L I_2$ -фазы  $\text{Al}_3\text{Zr}$  и  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ . Сплав с такими легирующими элементами способен к высокоскоростной сверхпластичности.

Целью работы являлось изучение нового сплава схожего состава [6], но без меди, а так же: особенностей микроструктуры и показателей сверхпластичности в условиях высоких скоростей деформации.

Сплав Al–4Mg–4Zn–3,6Ni–0,2Zr–0,1Sc получен в лабораторных условиях литьем в медную водоохлаждаемую изложницу. Перед горячей деформацией при температуре  $420^\circ\text{C}$  слиток подвергали двухступенчатому гомогенизационному отжигу. В результате горячей и холодной прокатки получили лист толщиной 1 мм, из которого вырубili стандартные образцы, размером рабочей части  $14 \times 6$  мм.

Изучение показателей сверхпластичности проводили в интервале температур  $400\text{--}520^\circ\text{C}$ . При отжиге, имитирующем нагрев и выдержку при температуре сверхпластической деформации в течение 20 минут, исходная структура сплава всегда оставалась нерекристаллизованной (врезка на рис.). Исследования тонких фольг в просвечивающем электронном микроскопе выявили, что тело зерен свободно от дислокаций, дислокации выстроены в стенки, образуя полигонизованную структуру.

Для определения оптимальной скорости и температуры деформации проводили испытания со ступенчатым повышением скорости после предварительного растяжения на 100 % с постоянной скоростью деформации (структура сплава после такой степени деформации рекристаллизуется и состоит из мелких равноосных зерен). По результатам испытаний построены графики зависимости напряжения от скорости деформации и определены показатели скоростной чувствительности  $m$  в интервале температур. Показатель  $m$  в интервале  $0,002 \dots 0,7 \text{ с}^{-1}$  равен 0,5.

Сплав способен к высокоскоростной сверхпластичности. Выбрана оптимальная температура деформации —  $440^\circ\text{C}$  по графику за-

висимости относительного удлинения от напряжения в диапазоне от 420 °С до 520 °С (рис.). В интервале скоростей  $1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  при 440 °С были получены высокие относительные удлинения (рис. б), что возможно, благодаря формирующейся в процессе деформации мелкозернистой структуре, за счет бимодального распределения частиц по размерам — крупных выделений  $\text{Al}_3\text{Ni}$ , способствующих прохождению процесса рекристаллизации, и мелких  $\text{Al}_3$  (Sc, Zr), сдерживающих рост зерен при нагреве до температуры сверхпластической деформации.

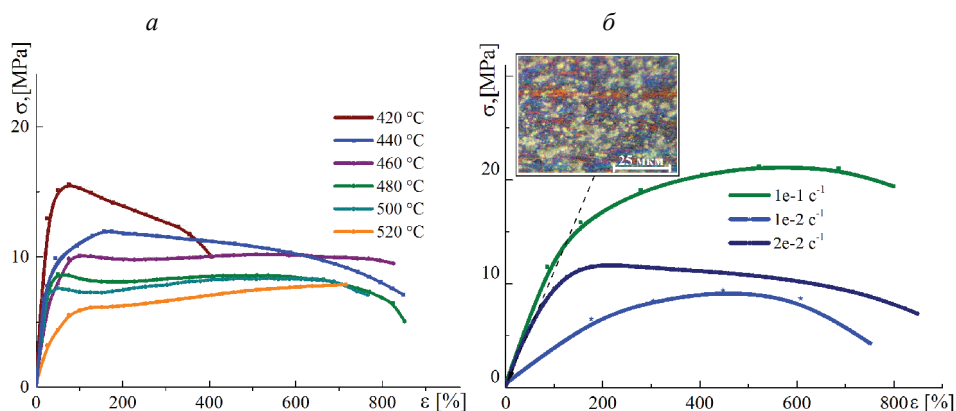


Рис. Кривые растяжения сплава Al-4Mg-4Zn-3,6Ni-0,2Zr-0,1Sc:

а — при скорости  $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  в интервале температур 420...520 °С,  
б — при температуре 440 °С интервале скоростей  $1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$

В результате работы определены показатели сверхпластичности сплава, проанализирована эволюция структуры, относительные удлинения, полученные после деформации, позволяют использовать сплав для сверхпластической формовки. Благодаря таким высоким относительным удлинениям в условиях высоких скоростей становится возможным в несколько раз уменьшить время формовки и сделать процесс экономически эффективным для массового производства изделий сложной формы.

*Работа выполнена при финансовой поддержке  
проекта РНФ № 19–79–0035.*

### **Литература**

1. Diffusion creep and superplasticity in aluminium alloys / K. Sotoudeh, P. S. Bate // *Acta Mater.* 2010. V. 58. № 6. P. 1909–1920.
2. Study of fatigue behaviour of 7475 aluminium alloy / B. B. Verma, J. D. Atkinson, K. M. Bull // *Mater. Sci.* 2001. V. 24. P. 231–236.
3. Superplastic Characteristics of Fine-Grained 7475 Aluminum Alloy / M. Abo-Elkhier, S. Soliman // *Journal of Materials Engineering and Performance.* 2006. V. 80. P. 76–80.
4. The influence of the thermomechanical processing and forming parameters on superplastic behavior of the 7475 aluminium alloy / A. Smolej, M. Gnamus, E. Slacek // *J. Mat. Technol.* 2001. V. 118. P. 397–402.
5. Optimisation of the superplastic forming of aluminium alloys / P. S. Bate [et al.] // *J. Mater. Proces. Techn.* 2006. V. 177. P. 91–94.
6. Effect of the Solid\_Solution Composition on the Superplasticity Characteristics of Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr Alloys / A. D. Kotov, A. V. Mikhaylovskaya, V. K. Portnoy // *The Physics of Metals and Metallography.* 2014. V. 115. P. 730–735.

УДК 669.71

**А. В. Поздняков\*, Р. Ю. Барков, М. Н. Ситкина, С. М. Амер**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва

\*pozdniaikov@misis.ru

**ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА Al–6 %Cu–4,05 %Er**

Исследовано влияние примесей на фазовый состав и свойства деформируемого сплава системы Al–Cu–Er. В структуре сплава присутствуют частицы фаз кристаллизационного происхождения  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ ,  $\text{Al}_3\text{Er}$  и  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$ . Фазы  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  и  $\text{Al}_3\text{Er}$  имеют компактную сферическую морфологию и максимальный размер до 3 мкм после отжига при 605 °С, фаза  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  — игольчатую форму длиной до 15 мкм.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, редкоземельные металлы, эрбий, примеси, микроструктура, термическая обработка, твердость, прочность

**A. V. Pozdniaikov, R. Yu. Barkov, M. N. Sitkina, S. M. Amer****EFFECT OF IMPURITIES ON PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF Al–6 %Cu–4,05 %Er WROUGHT ALLOY**

The influence of impurities on the phase composition and properties of the wrought alloy of the Al–Cu–Er system is investigated. The structure of the alloy contains particles of phases of crystallization origin  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ ,  $\text{Al}_3\text{Er}$  and  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$ . The  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  and  $\text{Al}_3\text{Er}$  phases have a compact spherical morphology and a maximum size of up to 3 microns after annealing at 605 °C, the  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  phase has a needle shape up to 15 microns long.

*Keywords:* aluminium alloys, rare earth elements, erbium, impurities, microstructure, heat treatment, hardness, strength.

Достаточно прочные как при комнатной, так и при повышенных температурах сплавы системы Al–Cu отличаются самой низкой технологичностью при литье среди алюминиевых сплавов [1]. Повышения характеристик литейных свойств, в частности, показателя го-

рячеломкости до уровня, близкого к медистым силуминам, возможно за счет легирования эвтектикообразующими элементами, к примеру, кремнием, никелем, железом, марганцем [2]. Альтернативный вариант — это поиск новых перспективных базовых систем легирования. К таковым можно отнести системы Al—Cu—Er, сплавы в которой, лежащие на квазибинарном разрезе Al—Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er [3], имеют низкий интервал кристаллизации (менее 40 °С) и хороший уровень характеристик механических свойств [4]. При этом эвтектическая фаза Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er сохраняют высокую дисперсность в процессе высокотемпературной гомогенизации [4]. Однако даже небольшое содержание примесей кремния и железа может оказать весомое влияние на фазовый состав и свойства алюминиевых сплавов, в частности легированных эрбием [5]

По результатам рентгенофазового анализа (рис. 1, б) выявлено наличие пиков, соответствующих алюминию, фазам Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er, Al<sub>3</sub>Er, а также несколько не идентифицированных пиков, которые, вероятно, соответствуют тройной фазе (Al, Er, Si). Это предположение вытекает из анализа микроструктуры сплава после гомогенизации при температуре 605 °С (рис. 1, в). В процессе гомогенизации происходит фрагментация и сфероидизация фаз Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er и Al<sub>3</sub>Er и в структуре выявляются вытянутые иглообразные включения фаз длиной до 15 мкм, обогащенных эрбием и кремнием (рис. 1, в). Данные выделения не удалось выявить в литой структуре на фоне сплошной эвтектики. Железосодержащих фаз в структуре не выявлено. Железо растворяется в фазах Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er и Al<sub>3</sub>Er в количестве до 1 %, не изменяя их морфологии.

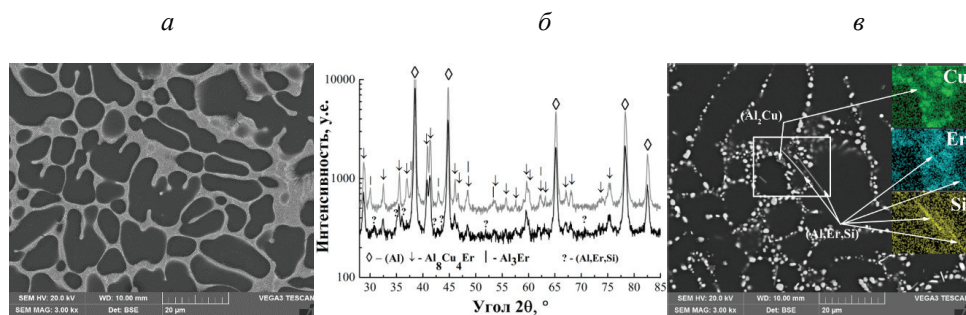


Рис. 1. Микроструктура (а, в) (СЭМ) и рентгенограмма (б) сплава AlCuErFeSi:

а — литое состояние, в — отжиг при 605 °С в течение 3 часов



На рис. 2, *а* представлена структура исследуемого сплава после прокатки. Фазы  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  и  $\text{Al}_3\text{Er}$ , имея компактную, близкую к сферической, морфологию, однородно распределяются в матрице. А иглообразные частицы фазы  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  дробятся в процессе деформационной обработки. В деформированном состоянии не выявлено присутствия игольчатых фаз.

На рис. 2, *б* представлена эволюция твердости в процессе 1-часового отжига в температурном интервале 100–550 °С. При низких температурах отжига (до 300 °С) сплав сохраняет нерекристаллизованную структуру и имеет несколько более высокую твердость, чем тот же сплав без примесей железа и кремния (рис. 2, *б*), что обусловлено наличием большего количества достаточно дисперсных интерметаллидных частиц в структуре. В таблице представлены результаты испытаний на одноосное растяжение исследуемого сплава в сравнение с тем же сплавом без примесей.

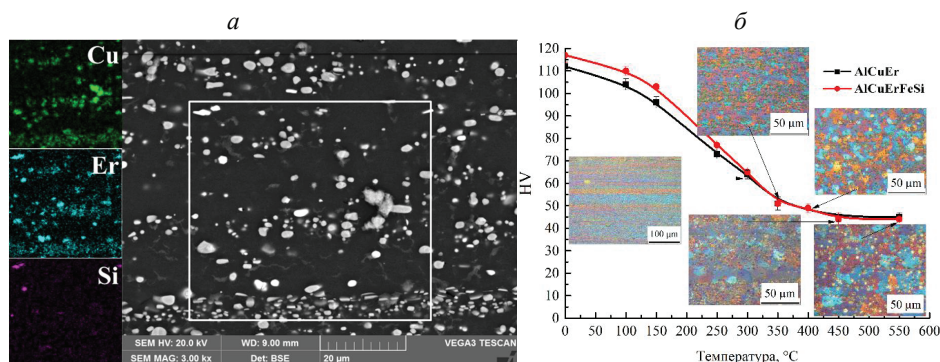


Рис. 2. Микроструктура и распределение легирующих элементов между фазами в прокатанном состоянии (*а*) и зависимость твердости от температуры отжига в течение 1 часа (*б*)

#### Таблица

Результаты испытаний на растяжение в сплавах  $\text{AlCuErFeSi}/\text{AlCuEr}$  [4]

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Деформированное	$335 \pm 2 / 298 \pm 2$	$368 \pm 4 / 335 \pm 4$	$2,3 \pm 0,3 / 3,5 \pm 0,3$
Отжиг 100 °С, 1 час	$310 \pm 1 / 282 \pm 1$	$350 \pm 2 / 318 \pm 2$	$4,3 \pm 0,8 / 3,1 \pm 0,7$
Отжиг 100 °С, 3 часа	$306 \pm 3 / 278 \pm 3$	$343 \pm 1 / 312 \pm 1$	$3,4 \pm 0,4 / 2,8 \pm 0,4$



Окончание табл.

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
Отжиг 150 °С, 1 час	284±2/273±2	316±2/302±2	2,4±0,3/2,8±0,9
Отжиг 150 °С, 3 часа	277±2/267±2	308±3/289±3	3,3±0,7/2,8±0,7
Отжиг 250 °С, 0,5 часа	229±4/225±1	244±4/234±2	6,3±0,2/3,1±1,2

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 19–79–10242).*

### Литература

1. Новиков И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М. : Наука, 1966.
2. Determining the hot cracking index of Al–Si–Cu–Mg casting alloys calculated using the effective solidification range / V.S. Zolotarevskiy [et al.] // Int. J. of Cast Met. Res. 2014. V. 27, № 4. P. 193–198.
3. Phase relationships in the Al-rich region of the Al–Cu–Er system / L. Zhang [et al.] // J. of All. and Comp. 2011. V. 509. P. 3822–3831.
4. Comparative analysis of structure and properties of quasi-binary Al-6,5Cu-2,3Y and Al-6Cu-4,05Er alloys / S. M. Amer [et al.] // Phys. of Met. and Metall. 2020. 121 (3). 2020. P. 1–7.
5. Improving aging and creep resistance in a dilute Al–Sc alloy by microalloying with Si, Zr and Er / N. Q. Vo [et al.] // Acta Mater. 2014. № 63. P 73–85.

УДК 621.77.016.3

**И. В. Снегирёв**<sup>1</sup> Каменск-Уральский металлургический завод, г. Каменск-Уральский<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург*igor\_snegirev@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КРОМКИ ПРИ ПРОКАТКЕ ПОЛОСЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Выполнен анализ напряженно-деформированного состояния кромки при прокатке полосы из алюминиевого сплава АМг3. Показано, что процесс может сопровождаться образованием трещин на кромках. Приведен характерный для процесса показатель напряженного состояния, а также обсуждены режимы пластической деформации.

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, пластичность, разрушение, плоский прокат, деформации, напряжения

**I. V. Snegirev**

## STRESSED-DEFORMED EDGE CONDITION WHEN ROLLING A STRIP FROM ALUMINUM ALLOY

The analysis of the stress-strain state of the edge during the rolling of a strip of aluminum alloy AMg3 is performed. It is shown that the process can be accompanied by the formation of cracks on the edges. The stress state characteristic of the process is given, and plastic deformation modes are discussed.

*Key words:* aluminum alloy, ductility, fracture, flat products, deformations, stresses

**Х**олодная прокатка полос из алюминиевых сплавов часто связана с образованием трещин на кромках. Современная теория разрушения связывает образование трещин с неблагоприятным напряженным состоянием [1–3], которое оценивается показателем  $\sigma/T$ , здесь  $\sigma$  — среднее нормальное напряжение,  $T$  — интенсивность касательных напряжений.

Средние нормальные напряжения по центру тонкой полосы оказываются всегда более высокими (по модулю), чем по кромкам, поэтому

здесь есть опасность возникновения трещин, в отличие от прокатки толстой полосы [4], где трещинообразование может локализоваться в центре очага деформации. Применение уравнений теории пластичности применительно к описанию напряженного состояния на кромке проката приводит к значению  $\sigma/T = 0$ . При этом справедлива формула, с помощью которой оценивается возможное обжатие полосы без образования трещин на кромках [5]:

$$\frac{h_0}{h_1} < e^{\Lambda_p/2}, \quad (1)$$

где  $h_0$  и  $h_1$  — толщина листа до и после прохода;  $\Lambda_p$  — степень деформации сдвига до разрушения.

На рис. 1, а показан внешний вид трещин с левой (л) и правой (п) кромок рулона полосы толщиной 1 мм из алюминиевого сплава АМгЗ. Линии, проведенные вдоль оси прокатки, ограничивают дефектную часть кромки. Видно, что левая часть полосы имеет повреждения с большей протяженностью вдоль ширины полосы, чем правая часть. Зато с правой стороны количество трещин оказалось больше. Данный факт нуждается в дополнительном исследовании.

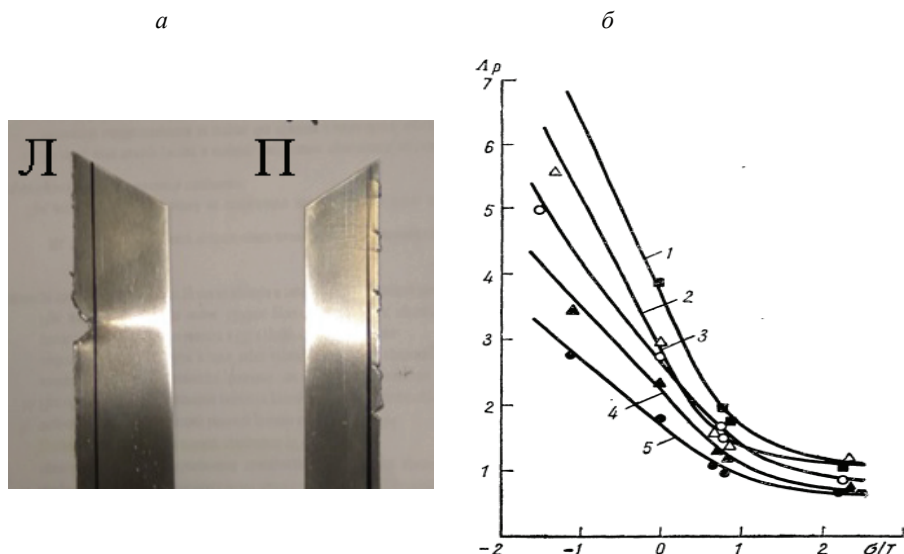


Рис. 1. Внешний вид трещин с левой (л) и правой (п) кромок рулона полосы (а) толщиной 1 мм из алюминиевого сплава АМгЗ и диаграммы пластичности алюминиевых сплавов (б):

1 — АВ; 2 — АМг2; 3 — Д1; 4 — Д16; 5 — АМг5 В

На рис. 1, б показаны диаграммы пластичности некоторых алюминиевых сплавов, на которых видно, что опытные точки имеются при координате  $\sigma/T = 0$ , что соответствует схеме кручения образцов. Для сплава АМг2, как ближайшего аналога сплава АМг3, получим  $\Lambda_p = 2,9$ .

В соответствии с формулой

$$\Lambda = 2 \cdot \ln \left( \frac{h_0}{h_1} \right), \quad (2)$$

получим  $h_0/h_1 = 4,3$ . Это значит, полоса конечной толщиной 1 мм может быть прокатана из полосы толщиной 4,3 мм без разрушения. При наличии заготовки большей толщины потребуется применить промежуточный отжиг.

В настоящее время для производства листов из сплава АМг3 толщиной 1 мм используется горячекатаная заготовка толщиной 7 мм. Холодная прокатка проводится в 8 проходов по схеме изменения толщины 7,0–5,4–4,2–3,25–2,5–1,95–1,52–1,18–1,0 с наличием двух промежуточных отжигов на толщинах 3,25 мм и 1,5 мм.

Предельная пластичность сплава АМг3 при холодной прокатке, после достижения которой необходим промежуточный отжиг, в промышленной практике составляет  $\Lambda_p = 1,53$ . Превышение этого показателя может привести к росту трещин по кромкам и к обрыву во время процесса холодной прокатки.

Для сокращения производственного цикла, уменьшения трещин вдоль кромок и сокращения потерь металла при обрезке кромки можно уменьшить толщину г/к заготовки. Например, принимая во внимание предельную пластичность  $\Lambda_p = 1,53$  и конечную толщину листа 1 мм, толщина на которой необходимо производить промежуточный отжиг составляет 2,14 мм, а исходная толщина горячекатаной заготовки будет составлять 4,6 мм.

### Литература

1. The initiation and propagation of edge cracks of silicon steel during tandem cold rolling process based on the Gurson–Tvergaard–Needleman damage model / Y. Yuxi [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. 2013. № 234. P. 598–605.
2. Максимов Е. А., Шаталов Р. Л. Исследование распределения натяжений на кромках прокатываемых полос, обусловленных дефектами «рваная кромка» и «трещина» // Производство проката. 2017. № 4. С. 37–40.

3. Зиновьев А. В. Формирование кромочных трещин в процессе прокатки металлического листа // Новости черной металлургии за рубежом. 2008. № 4. С. 51–52.

4. Логинов Ю. Н., Середкина М. Ю. Исследование скоростного режима прокатки сляба из алюминиевого сплава с использованием МКЭ // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 121–126.

5. Колмогоров В. Л. Напряжения, деформации, разрушение. М. : Металлургия, 1970. 230 с.

УДК 539.374.3

**Д. Д. Хаматов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*khamatovdd@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## НАКОПЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЦИКЛЕ ИЗГИБА–РАЗГИБА ПРОВОЛОКИ

Рассмотрен процесс накопления деформации путем навивания проволоки на оправку с последующим развиванием. Приведены результаты эксперимента по деформации проволоки из серебра марки Ср99,99. Показана металлография образцов, подвергнутых деформации.

*Ключевые слова:* изгиб проволоки, разгиб проволоки, микроструктура, серебро, упрочнение

**D. D. Khamatov**

## ACCUMULATION OF DEFORMATION OF A WIRE IN THE BENDING — UNBENDING CYCLE

The process accumulation of deformation by winding wire on a mandrel with subsequent development is considered. The results of an experiment on the deformation of a wire made of Ag99,99 silver are presented. The metallography of the samples subjected to deformation is shown.

*Key words:* wire bending, wire unbending, microstructure, silver, hardening

В последнее время большое внимание уделяется процессам накопления больших пластических деформаций. Это позволяет измельчить структуру металла, получить за счет эффекта зерно-границного упрочнения более прочный металл [1; 2]. Использование методов прокатки, волочения, прессования приводит к тому, что заготовка в начале процесса должна иметь большие размеры, что не позволяет получить мелкозернистую структуру из-за особенностей кристаллизации. Чтобы избежать этого, желательно процесс накопления деформаций осуществлять без изменения формы [3]. На это направ-

лены, например, такие процессы, как равноканальное угловое пресование (РКУП) и закручивание заготовки [4]. Процесс РКУП дополнительно позволяет развернуть текстуру металла [5], но обладает тем недостатком, что длина заготовки ограничена, а степень деформации оказывается не очень велика [6], процесс закручивания в контейнере связан с образованием жестких зон, куда деформация может не проникать [7].

Вместе с тем желательно расширить набор процессов обработки металлов давлением, в которых возможно накапливать деформацию без существенного изменения формы.

Предлагается накапливать пластическую деформацию, придав заготовке форму спирали с последующим распрямлением спирали. На рис. 1 представлен результат эксперимента по навиванию и последующему распрямлению проволоочной заготовки из пластичного металла (в данном случае, чистое серебро марки  $\text{Ср}99,99$ ). Здесь диаметр проволоки был равен 1,2 мм, а диаметр оправки 3,2 мм.

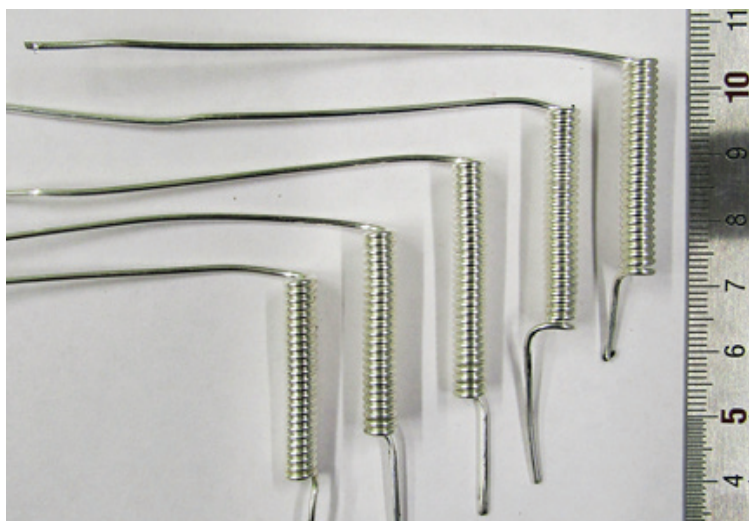


Рис. 1. Фото образцов из серебра  $\text{Ср } 99,99$  в навитом состоянии

Расчеты показывают, что в условиях деформации, более подробно описанных в публикации [8], достигнута степень деформации порядка  $\varepsilon = 0,82$ , которая относится к наружному растянутому волокну профиля.



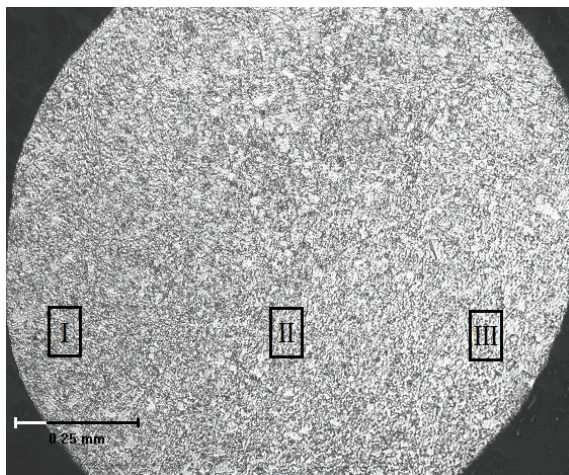


Рис. 2. Фотография микроструктуры серебра марки Ср99,99 в распрямленном состоянии при оптическом увеличении  $\times 140$ :

I — периферия (наружное волокно); II — центральная часть (нейтральное сечение); III — периферия (внутреннее волокно)

Такой же уровень деформации, но с обратным знаком, относится к внутреннему, примыкающему к поверхности стержня волокну профиля.

Поскольку в центре проволоки локализовано нейтральное сечение, вблизи которого уровень деформации должен оказаться равным нулю, то в среднем деформации окажутся ниже, чем это определено для поверхности проволоки. На рис. 2 представлена фотография микроструктуры, полученная посредством оптической микроскопии на протравленном шлифе (поперечное сечение).

Из рис. 2 видно, что в центральной части зерно имеет больший размер, чем в периферии, что связано с меньшей степенью проработки структуры в области нейтрального сечения.

Было установлено, что после осуществления одного цикла изгиба-разгиба проволоочной заготовки удалось достичь относительного удлинения  $\delta = 4,7\%$  (или 157 мм при исходной длине заготовки 150 мм).

### Литература

1. Grain refinement and deformation behaviour of medium carbon steel processed by ECAP / J. Zrnik, S. Dobatkin, L. Kraus // Key Engineering Materials. 2014. V. 592–593. P. 307–312.



2. Рааб Г. И. К вопросу промышленного получения объемных ультрамелкозернистых материалов // Физика и техника высоких давлений. 2004. Т. 15, № 1. С. 72–80.

3. Логинов Ю. Н., Богатов А. А. Пластическая деформация без изменения формы // Обработка легких и специальных сплавов. М. : Всероссийский институт легких сплавов. 1996. С. 271–281.

4. Stress and strain gradients in high-pressure tube twisting / A. Pougis [et al.] // Scripta Materialia. 2012. V. 66. Iss. 10. P. 773–776.

5. Логинов Ю. Н., Буркин С. П., Уймин М. А. Угловое прессование текстурируемого магнитотвердого материала // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2001. № 3. С. 40–42.

6. Логинов Ю. Н., Буркин С. П. Оценка неравномерности деформаций и давлений при угловом прессовании // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2001. № 3. С. 29–34.

7. Логинов Ю. Н., Загиров Н. Н. Расчет деформированного состояния при закручивании пористой заготовки в контейнере // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 1991. № 6. С. 41–44.

8. Loginov Y. N., Khamatov D. D. Accumulation of deformation in the winding circuit // KnE Engineering. 2019. P. 199–205.

УДК 669.24;620.196.5

**Е. Л. Гюлиханданов, Е. Л. Алексеева \***

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
г. Санкт-Петербург

\*alekseeva\_el@spbstu.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Е. Л. Гюлиханданов

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП718

Исследовано влияние стандартного режима термообработки на структуру и коррозионные свойства сплава ЭП718 на железо-никелевой основе, используемого в нефтегазодобывающей отрасли. Определены механические свойства, коррозионные свойства сплава с помощью гравиметрических и электрохимических методов, исследована структура сплава. Показано, что после проведения закалки в течение 2 часов при температуре 1080 °С коррозионная стойкость сплава ЭП718 значительно падает.

*Ключевые слова:* никелевые сплавы, коррозия, нефтегазовая отрасль, включения, дисперсионное твердение, сплав 718, ХН45МВТЮБР

**E. L. Gyulikhhandanov, E. L. Alekseeva**

## HEAT TREATMENT EFFECT ON STRUCTURE AND PROPERTIES ALLOY EP718

The effect of the standard heat treatment mode on the mechanical characteristics and corrosion properties was investigated for nickel-based alloy EP718 used in the oil and gas industry. Mechanical and corrosion properties were determined; the alloy structure was investigated. It is shown that after solution annealing during for 2 hours at temperature of 1080 °C, the corrosion resistance EP718 significantly decreased.

*Key words:* nickel-based alloys, corrosion, Oil and Gas industry, inclusions, precipitation hardening, alloy 718

**Д**исперсионно-твердеющие сплавы на никелевой основе используются для изготовления оборудования нефтегазовой индустрии, которое эксплуатируется в условиях высокой агрессивности флюида

и высоких эксплуатационных нагрузок [1]. Несмотря на высокую коррозионную стойкость данного сплава условия эксплуатации могут приводить к возникновению коррозионных, коррозионно-механических повреждений [2]. Проведение стандартного режима термической обработки, состоящего из закалки и двухступенчатого старения, приводит к достижению соответствующих техническим условиям прочностных характеристик, однако имеются противоречивые данные по влиянию подобных циклов на коррозионную стойкость сплавов на никелевой основе [3; 4].

Цель работы — оценка коррозионных и механических характеристик сплава ЭП718 в состоянии поставки и после проведения стандартной термической обработки, а также исследование его структуры.

Химический состав сплава приведен в табл.

Таблица

Химический состав исследуемого сплава

Сплав	Со- став	Содержание элемента, % масс.											
		C	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	W	Mn	Al	S	P	Fe
ЭП718	Факти- ческий	0,063	47,0	14,0	4,1	0,8	2,0	3,2	0,07	0,97	0,0054	0,0025	27,2
	ТУ	≤0,100	43,0– 47,0	14,0– 16,0	4,0– 5,2	0,8– 1,5	1,8– 2,4	2,5– 3,5	≤0,60	0,9– 1,4	≤0,010	≤0,0150	Ост.

Для решения поставленной задачи был проведен анализ микро-структуры, твердости и механических свойств, а также проведены коррозионные испытания с использованием гравиметрических и электрохимических методов на образцах в состоянии поставки и после этапов термической обработки, приведенных в табличной форме.

Механические свойства сплава ЭП718 согласно ТУ

Режим термической обработки	$\sigma_t$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	Уд- лине- ние, %	Суژه- ние, %	Твер- дость, HRC
Закалка с 1000–1080 °С, выдержи- ка 2–3 часа, охлаждение в мас- ле, старение в течение 5 часов при 780–830 °С, охлаждение на возду- хе, старение 650–730 °С в течение 16 часов, охлаждение на воздухе	≤685	≤1130	≤12	≤14	33,5– 40,5

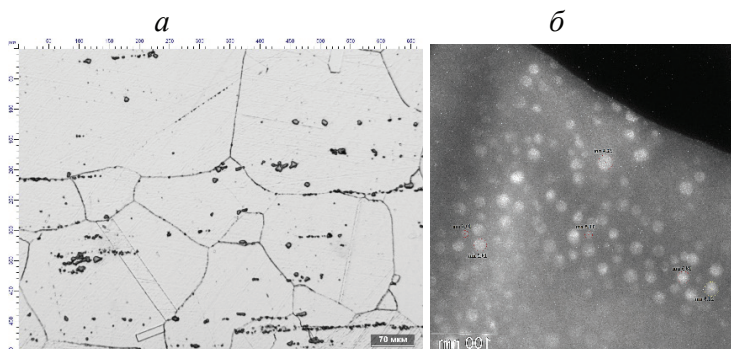


Рис. 1. Микроструктура сплава ЭП718 после старения при увеличении:  
а —  $\times 100$ ; б —  $\times 10000$

Микроструктура сплава ЭП718 для всех исследованных состояний характеризуется аустенитной матрицей с наличием неметаллических включений и вторичных фаз в направлении деформации, рис. 1, а. Проведение цикла старения приводит к появлению дисперсных интерметаллидных упрочняющих частиц размером 10–20 нм, рис. 1, б.

Результаты коррозионных испытаний выявили снижение коррозионной стойкости после проведения закалки, рис. 2. Проведение старения после закалки приводит к незначительному улучшению коррозионной стойкости. Образцы в состоянии поставки характеризуются наибольшей стойкостью к питтингообразованию.

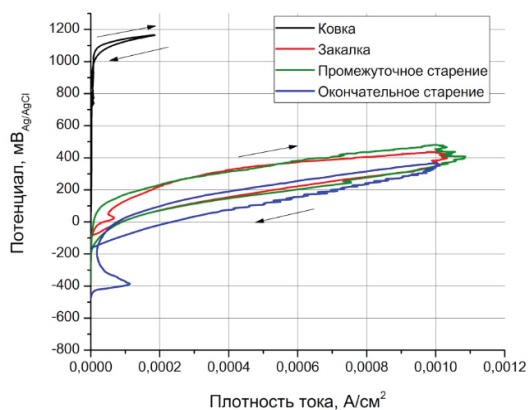


Рис. 2. Поляризационные кривые

Таким образом, проведение стандартного цикла термической обработки приводит к снижению коррозионных свойств при достижении прочностных характеристик.

### **Литература**

1. Craig B. D. Materials for oil and gas well construction // Advanced materials and processes. 2008. № 166 (5). P.3335.
2. Klapper H. S. Zadorozne N. S., Rebak R. B. Localized corrosion of nickel alloys: review // Acta Metall. Sinica. 2017. V.30. № 4. P.296–305.
3. Effect of aging treatment on pitting corrosion behavior of oil-grade nickel base alloy 718 in 3,5 % wt. NaCl Solution/Chen T. [et al.] // NACE — International Corrosion conference. 2012. № 0001263.
4. Сравнительный анализ коррозионной стойкости сплавов Инконель 718 и ЭП718 / А.А. Харьков [и др.] // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2019. V. 54, № 9–10. С. 771–778.

УДК 669.295:621.78

**Ф. В. Макаров\*, Е. В. Журбина, О. З. Пожого**

Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет), г. Москва

\*alikh916@rambler.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук С. В. Скворцова

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕГО  
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВИТ-6**

В работе исследовано сопротивление деформации при повышенной температуре интерметаллидного титанового сплава ВИТ-6 с разным содержанием водорода. Показано, что введение водорода снижает деформирующие усилия за счет формирования оптимального структурно-фазового состояния сплава.

*Ключевые слова:* орто-сплав,  $Ti_2AlNb$ , наводороживающий отжиг, фазовый состав, структура, деформация, осадка

**F. V. Makarov, E. V. Zhurbina, O. Z. Pozhoga****STUDY OF TECHNOLOGICAL PROPERTIES IN VIT-6 INTERMETALLIC  
TITANIUM ALLOY CONTAINING HYDROGEN**

The work studies the deformation resistance at elevated temperature of the VIT-6 intermetallic titanium alloy with different hydrogen contents. It is shown that the introduction of hydrogen reduces the deforming forces due to the formation of the optimal structural-phase state of the alloy.

*Keywords:* orthorhombic alloy,  $Ti_2AlNb$ , hydrogen annealing, phase composition, structure, deformation, upsetting

Сплавы на основе орторомбического интерметаллида титана  $Ti_2AlNb$  являются относительно новым классом жаропрочных материалов. В настоящее время активно изучаются системы легирования таких материалов, способы получения и обработки полуфабрикатов и изделий. Особый интерес представляет изучение технологиче-

ских свойств орто-сплавов. В работе [1] показано, что дополнительное легирование водородом способствует снижению сопротивления деформации при горячей осадке орто-сплава ВТИ-4 за счет наличия гетерогенной трехфазной структуры при температуре испытания. В этой работе было исследовано деформационное поведение водородсодержащего орто-сплава ВИТ-6, в состав которого дополнительно введены  $\beta$ -стабилизаторы W и Ta, а также редкоземельный элемент иттрий (Y), способствующий повышению прочностных характеристик сплава [2].

Исследования проводили на образцах, вырезанных из плиты сплава ВИТ-6 (Ti–11,2Al–40,0Nb–1,0Mo, –1,2V–0,5W–0,4Ta–1,7Zr–0,2Si–0,25Y, здесь и далее масс. %), с исходным содержанием водорода (0,006 %) и наводороженных до 0,15 и 0,3 %. Исследования микроструктуры осуществлялись на оптическом микроскопе Axio Observer. A1m с использованием программного комплекса Nexsys ImageExpert Pro3. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) проводили при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-4 в фильтрованном излучении  $\text{CuK}\alpha$ . Сопротивление деформации определяли при испытаниях на сжатие в изотермических условиях при температуре 950 °C и скорости деформации  $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , по результатам которых строилась зависимость удельного усилия осадки ( $q$ ) от относительной степени деформации ( $\epsilon = \Delta H/H_0$ ).

По данным металлографического исследования и РСФА структура исходного полуфабриката при комнатной температуре представлена мелкодисперсной двухфазной ( $\beta$ +O) смесью, границы  $\beta$ -зерна очерчены оторочкой из относительно крупных пластин O-фазы, а внутри  $\beta$ -зерен частицы O-фазы имеют тонкопластинчатое строение и ориентированы друг относительно друга под разными углами. После наводороживающего отжига до концентраций 0,15 и 0,3 %H структура сплава также является двухфазной, однако с увеличением содержания водорода количество  $\beta$ -фазы уменьшается, а пластины O-фазы укрупняются.

При температуре деформирования 950 °C сплав с исходным содержанием водорода состоит из  $\beta$ -фазы и небольшого количества O-фазы. Сплав, содержащий 0,15 %H, состоит только из  $\beta$ -фазы, наличия O-фазы не обнаружено. При содержании 0,3 %H сплав представлен тремя фазами ( $\beta$ , O и  $\alpha_2$ ), причем количество  $\beta$ -фазы преобладает.

Испытания на сжатие при температуре 950 °C показали, что начальное усилие деформирования для образцов с исходным содержа-

нием водорода на 20 МПа больше, чем для наводороженных образцов: 0,006 %H — 172 МПа 0,15 %H — 149 МПа; 0,3 %H — 151 МПа (рис. 1).

На начальной стадии пластической деформации (2–5 %) наблюдается небольшое деформационное упрочнение, и значения усилия осадки для всех образцов возрастают в среднем на 10 МПа.

Увеличение степени деформации до 30 % приводит к постепенному снижению усилий деформирования для образцов с исходным содержанием водорода и с 0,3 %H, причем для образца, не легированного водородом, изменение более заметно, усилие осадки снижается со 180 до 160 МПа (рис. 1). Деформирование образцов с 0,15 %H не сопровождается изменением удельных усилий до степени деформации 40 %.

Увеличение удельных усилий при дальнейшем деформировании (50 % и выше) связано с усилением влияния контактного трения. При этом для образца с 0,006 %H заметное изменение наблюдается уже после деформации >30 % (рис.).

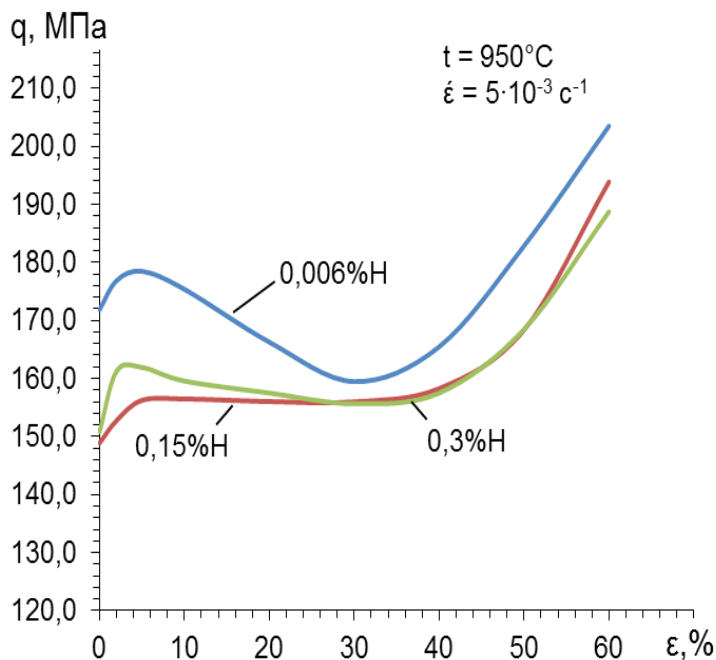


Рис. Зависимость усилий деформации от степени деформации сплава ВИТ-6 с различным содержанием водорода при температуре испытаний на сжатие 950 °С. Скорость деформации  $5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$



Таким образом, полученный уровень удельных усилий осадки для сплава ВИТ-6 в исходном и наводороженном состоянии оказывается в 1,5–2 раза ниже значений, полученных для полуфабриката из сплава ВТИ-4 [1], содержащего меньше  $\beta$ -стабилизаторов. Для достижения оптимальных значений деформирующих усилий при повышенной температуре в сплав ВИТ-6 достаточно вводить не более 0,15 %Н, что обеспечивает получение пластичной однофазной  $\beta$ -структуры при температуре деформации.

*Работа выполнена на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.*

### **Литература**

1. Орлов А. А., Пожого О. З., Иванов А. Е. Влияние дополнительного легирования водородом на сопротивление деформации орторомбического сплава // Уральская школа молодых металловедов: сборник материалов и докладов XIX Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов — молодых ученых (Екатеринбург, 19–23 ноября 2018 г.). Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2018. С. 327–331.
2. Деформируемый интерметаллидный титановый орто-сплав, легированный иттрием. Часть 1. Исследование микроструктуры слитка и построение реологических кривых / Е. Б. Алексеев [и др.] // Труды ВИАМ. 2018. № 6 (66). С. 12–21.

УДК 669.2+669.018.4

**П. Л. Резник<sup>1\*</sup>, Б. В. Овсянников<sup>2</sup>, Н. М. Дорошенко<sup>1</sup>**<sup>1</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>2</sup>Каменск-Уральский металлургический завод, г. Каменск-Уральский\**p.l.reznik@urfu.ru*

## ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Cu–Mn–Ti

Исследовано влияние термической и деформационной обработок на микроструктуру и механические свойства сплава Al–Cu–Mn–Ti. Продемонстрирована возможность при сокращении времени термической обработки (ТО) литых слитков с одновременным понижением температуры деформации прессованием обеспечить повышенный уровень прочностных характеристик прутков в состоянии полной ТО.

*Ключевые слова:* МРСА, алюминий, механические свойства, экструзия, термическая обработка, Al–Cu–Mn

**P. L. Reznik, B. V. Ovsyannikov, N. M. Doroshenko**

## FEATURES OF INFLUENCE OF HEAT- AND DEFORMATION TREATMENTS ON MECHANICAL PROPERTIES OF Al–Cu–Mn–Ti

The influence of heat- and deformation treatments on the microstructure and mechanical properties of Al–Cu–Mn–Ti alloy was investigated. It was demonstrated that in case of time reduction of cast ingots heat treatment with simultaneous reduction of deformation temperature, it is possible to provide an increased level of rod strength characteristics.

*Key words:* EPMA, tensile properties, quenching, hot deformation, aging, heat treatment, Al–Cu–Mn

**И**зготовление экструдированием полуфабрикатов в виде профилей с круглым поперечным сечением из деформируемых алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mn с микродобавками переход-

ных металлов, получивших широкое распространение в авиационной и космической технике [1], представляет собой сложный, многоступенчатый, энергоемкий процесс [2], научно-обоснованная оптимизация которого для повышения эффективности производства представляется актуальной задачей.

Способом полунепрерывного литья в водоохлаждаемый кристаллизатор на ОАО «КУМЗ» были получены слитки сплава  $\text{Al}-6,5\% \text{Cu}-0,7\% \text{Mn}-0,15\% \text{Ti}$ . В качестве материала для проведения исследования использовались образцы от горячедеформированных прутков, экструдированных при различной температуре из слитков после различной температуры отжига (400 либо 530 °С). Нагрев под закалку до 535 °С, а также искусственное старение при 200 °С в течение 8 часов проводились в лабораторных печах. Испытания на одноосное растяжение по стандартным методикам проводили на универсальной испытательной машине Instron 3382. Микроструктуру изучали традиционными методами количественной металлографии, а также с помощью растрового электронного микроскопа, оснащенного приставкой для проведения рентгеноспектрального микроанализа.

Результаты механических испытаний экструдированных полуфабрикатов в горячепрессованном состоянии показали, что для отожденных при 400 и 530 °С слитков увеличение температуры прессования с 330 до 480 °С сопровождается повышением  $\sigma_b$  на 20 % до 260 МПа и  $\sigma_{0,2}$  на 10 % до 245 МПа. С повышением температуры прессования сплавов системы  $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$  полуфабрикаты имеют более высокие прочностные характеристики, что связано с уменьшением доли рекристаллизованной структуры [3–5]. В микроструктуре прутков независимо от режима термической и деформационной обработок на границах зерен зарегистрирована высокая объемная доля интерметаллидных соединений  $\text{Al}_6(\text{CuFeMn})$  и  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .

В микроструктуре закаленного прутка обнаружены внутризеренные дисперсные выделения продукта распада пересыщенного  $\text{Cu}$  и  $\text{Mn}$  твердого раствора на основе алюминия  $\text{Al}$  — фазы  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}$ . Определенное средствами микрорентгеноспектрального анализа обогащение марганцем участков, прилегающих к границам зерен (вследствие склонности марганца к внутридендритной ликвации [6]), сохраняется как после горячей деформации, так и после последующей термической обработки, во время которой из  $\alpha$  ( $\text{Al}$ ) выделяется фаза  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}$ . Как отмечается в [6], такой механизм способствует более равномерно-

му распаду твердого раствора меди в алюминии, за счет затруднения выделений и коагуляции упрочняющей фазы  $Al_2Cu$ .

Анализ влияния термообработки слитка и температуры прессования на механические свойства прутков в закаленном в воду с температуры  $535^\circ C$  состоянии показывает, что максимальные прочностные характеристики ( $\sigma_b$  —  $415$  МПа и в особенности  $\sigma_{0,2}$ — $215$  МПа) достигаются после закалки горячепрессованного при  $480^\circ C$  прутка, изготовленного из отожженного при  $400^\circ C$  слитка. Снижение температуры прессования до  $330^\circ C$  приводит к снижению  $\sigma_b$  на  $20\%$  и  $\sigma_{0,2}$  приблизительно на  $30\%$ . Аналогичная тенденция наблюдается независимо от режима отжига исходного слитка.

Испытания механических свойств прутков в состоянии полной термической обработки (искусственное старение при  $200^\circ C$   $8$  ч) показали, что с повышением температуры прессования с  $330$  до  $480^\circ C$  упрочняющий эффект также растет. Из анализа механических характеристик экструдированных полуфабрикатов в состоянии полной термической обработки следует, что влияние температуры отжига исходного слитка отсутствует.

Таким образом, проведенное исследование показало, что повышение температуры отжига исходного слитка с  $400$  до  $530^\circ C$  мало влияет на механические свойства как в горячепрессованном состоянии, так и в закаленном и состаренных состояниях. Установлено, что повышение температуры прессования с  $330$  до  $480^\circ C$  обеспечивает рост  $\sigma_b$  ( $\sigma_{0,2}$ ) на  $20\%$  ( $25\%$ ) в горячепрессованном состоянии и на  $25\%$  ( $65\%$ ) в закаленном состоянии, а также на  $10\%$  ( $12\%$ ) в искусственно состаренном.

Продемонстрирована возможность при сокращении времени термической обработки литых слитков с  $530^\circ C$  и  $12$  часов, до  $400^\circ C$  и  $2$  часов, с одновременным понижением температуры деформации прессованием с  $480$  до  $330^\circ C$  обеспечить требуемый повышенный уровень прочностных характеристик прутков в состоянии полной ТО.

### Литература

1. Polmear I. J. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals. Amsterdam : Elsevier, 2006. 421 p.
2. Totten D. E., MacKenzie D. S. Handbook of Aluminum: Volume 2: Alloy Production and Materials Manufacturing. New York : Marcel Dekker, 2003. 735 p.
3. Belov N. A., Eskin D. G., Aksenov A. A. Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys. Amsterdam : Elsevier, 2005. 424 p.

4. Danilov S. V., Reznik P. L. Hot-rolled texture of FCC and BCC metals // Solid State Phenomena. 2018. V. 284. P. 605–609.

5. Effect of hot rolling rate on the structure and texture condition of plates of the Al–Si–Mg alloy system / M. L. Lobanov, Y. N. Loginov, S. V. Danilov, M. S. Karabanalov, M. A. Golovin // Metal science and heat treatment. 2018. V. 60, № 5–6. P. 322–328.

6. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М. : Металлургия, 1979. 640 с.

УДК 669 72

**У. Ю. Фролова, Д. К. Голованова, О. В. Селиванова\*, В. А. Хотинков**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*sov23@mail.ru

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ В ОБРАЗЦЕ СТАЛИ 10Г2, РАЗРУШЕННОМ РАСТЯЖЕНИЕМ

В работе изучена низкоуглеродистая сталь 10 Г2 после нормализации. Проведена оценка механических свойств после испытаний на растяжение. Исследована микроструктура и микротвердость отдельных зон на продольном сечении цилиндрического образца после растяжения.

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая сталь, нормализация, феррит, перлит, микротвердость, испытания на растяжение

**U. Yu. Frolova, D. K. Golovanova, O. V. Selivanova, V. A. Khotinov**

## INVESTIGATION OF STRUCTURE AND MICROHARDNESS DISTRIBUTION OF 10G2 STEEL SAMPLE DESTROYED BY TENSILE TEST

Low-carbon steel 10G2 was studied after normalization. The evaluation of mechanical properties after tensile tests was carried out. The microstructure and microhardness of individual zones on the longitudinal section of a cylindrical sample were investigated after tensile tests.

*Key words:* low carbon steel, normalization, ferrite, perlite, microhardness, tensile test

Целью данного исследования было изучение микроструктуры и микротвердости различных зон на продольном сечении шейки цилиндрического образца стали 10Г2 после растяжения.

Установлено, что на диаграммах растяжения образца исследуемой стали в нормализованном состоянии наблюдаются зуб и площадка текучести, свидетельствующие о процессах деформационного старения в металле. Ход кривых на стадии равномерной деформации демонстрирует параболическую зависимость [1].

В сечении образца после испытаний на растяжение обнаружено несколько зон (рис. 1). Зона 1 формируется до начала сосредоточенной стадии деформации. Зона 2 характеризуется моментом образования шейки, а на диаграмме «напряжение—деформация» будет описываться началом образования шейки. Зона 3 является переходной областью, характеризующейся развитием шейки. Зона 4, вблизи которой произошло разрушение, испытывает максимальные деформации и характеризуется сосредоточенной стадией на диаграмме растяжения (рис. 1).

Изучение микроструктуры различных зон показало, что в зонах 1 и 2 наблюдается структура, состоящая из равноосных зерен феррита и перлита. В зонах 3 и 4 зерна феррита вытянуты вдоль оси растяжения (рис. 2).

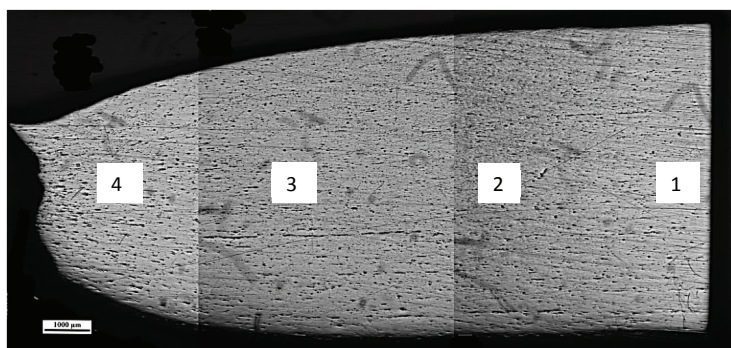


Рис. 1. Продольное сечение шейки цилиндрического образца с характерными областями:

1 — до начала шейки; 2 — начало шейки; 3 — середина шейки;  
4 — вблизи излома

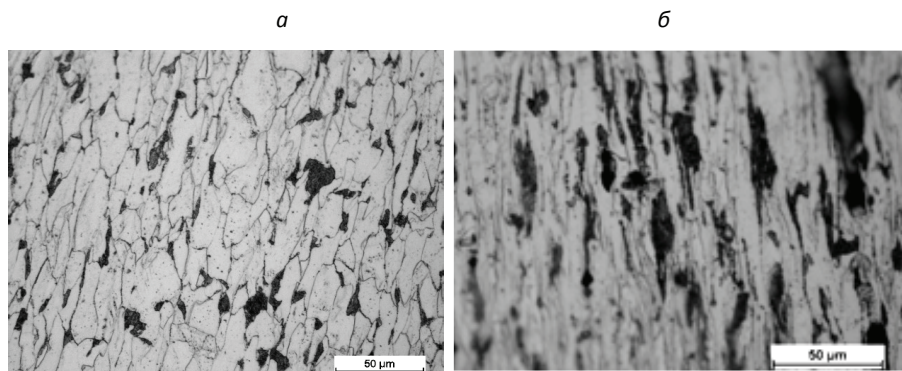


Рис. 2. Микроструктура различных зон в сечении цилиндрического образца:

*a* — зона 3; *б* — зона 4

Установлено, что микротвердость в 1 и 2 зонах составила 240...250 HV, а в 3, 4 зонах — 290 HV.

### **Литература**

1. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов : учебник. М. МИСИС, 1998. 400 с.



УДК 669.017

**М. Н. Ситкина<sup>\*</sup>, А. О. Мослех, С. В. Медведева, А. Д. Котов**

Национальный исследовательский технологический университет» «МИСиС,  
г. Москва

*\*sitkina.m@misis.ru*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК FE И B НА СТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА VT14

В ходе работы было показано, что легирование двухфазного сплава на базе системы Ti—Al—Mo—V (VT14) добавками 0,1 % В и 1,8 % Fe позволяет получить ультрамелкозернистую структуру, понизить температуру  $\beta$ -трансуса и температуру равенства объемных долей  $\alpha$  и  $\beta$  фаз, и, как следствие, снизить температурный интервал проявления сверхпластичности.

*Ключевые слова:* титановые сплавы, сверхпластическая деформация, температура  $\beta$ -трансуса, сверхпластическая деформация

**M. N. Sitkina, A. O. Mosleh, S. V. Medvedeva, A. D. Kotov**

## STUDY OF THE INFLUENCE OF FE AND B ON THE STRUCTURE AND TEMPERATURE OF SUPERPLASTIC DEFORMATION OF VT14 ALLOY

Alloying of two-phase alloy based on the Ti—Al—Mo—V system (VT14) with Fe and B makes it possible to obtain fine-grained structure, reduce  $\beta$ -transus and temperature equal volume fractions  $\alpha$  and  $\beta$  phases, and as result, to decrease superplastic deformation temperature.

*Key words:* titanium alloys, superplastic forming, tempreture of  $\beta$ -transus, superplastic deformation

**С**верхпластическая формовка является перспективным методом получения изделий сложной формы из листов титановых сплавов в связи с их низкой технологичностью при обработке традиционными методами формообразования [1–2].

Двухфазные ( $\alpha + \beta$ ) титановые сплавы системы Ti—Al—Mo—V являются перспективными материалами для сверхпластической формовки

в связи с их высокой технологичностью и хорошим комплексом механических свойств [3–5]. В тоже время эффективность применения данных сплавов снижается из-за высоких температур деформации (более 800 °С) в связи с тем, что наибольшие удлинения при сверхпластической деформации возможно обеспечить при температурах, формирующих структуру с близкой объемной долей  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, что обусловлено как высокой термической стабильностью такой структуры, так и увеличением доли пластичной бета-фазы с высокой диффузионной проницаемостью. Такие высокие температуры формовки отрицательно сказываются на свойствах конечного изделия в связи с интенсивными процессами окисления.

Таким образом, целью данного исследования являлось снижение температуры сверхпластической деформации в сплаве на базе системы Ti–Al–Mo–V путем легирования добавками Fe и В.

Одним из путей решения данной проблемы является дополнительное легирование сплава элементами с высокой диффузионной способностью, например, добавками Fe, Ni, Co. Кроме того, эти элементы понижают температуру  $\beta$ -трансуса, тем самым снижая область существования равных объемных долей  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз.

Объектами исследования являлись сплавы Ti–4 %Al–3 %Mo–1 %V без добавок (сплав VT14), и с добавками 1,8 %Fe и 0,1 %В. Горячую деформацию сплавов проводили в двухфазной области при температуре 750 °С. В результате горячей прокатки сплава с добавками Fe и В сформировалась мелкозернистая структура (рис. 1, а) со средним размером частиц  $\alpha$  и  $\beta$ -фаз ( $0,8 \pm 0,1$ ) мкм. При этом доля  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз составила ( $55 \pm 4$ ) % и ( $45 \pm 2$ ) % соответственно.

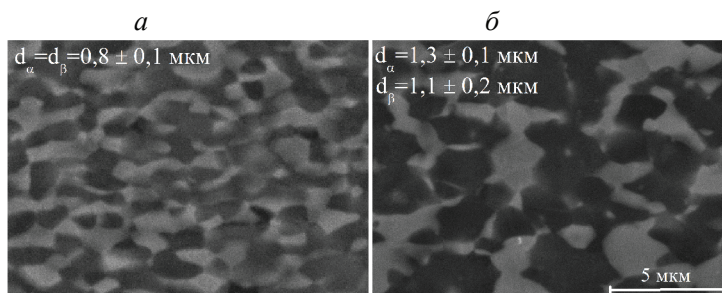


Рис. 1. Микроструктура сплава Ti–4 %Al–3 %Mo–1 %V–1,8 %Fe–0,1 %В:

а — после горячей деформации при температуре 750 °С;  
б — после 900 % сверхпластической деформации при 700 °С

Была построена температурная зависимость объемной доли фаз для сплава Ti–4 %Al–3 %Mo–1 %V–1,8 %Fe–0,1 %В при помощи программного пакета «Thermo-Calc», в котором соотношение объемных долей  $\alpha/\beta$ -фаз составляет 40–60 % в интервале температур 775...800 °С, что на 100 °С ниже, чем для сплава ВТ14 (875 °С).

Для определения показателей сверхпластичности вырезали образцы с размером рабочей части  $14 \times 6 \times 1$  мм<sup>3</sup>. На рис. 2 представлены результаты испытаний со скачковым понижением скорости (рис. 2, а) и с постоянной скоростью деформации  $1 \times 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> при температурах 700 °С и 625 °С (рис. 2, б). Из результатов испытаний видно, что сплав с добавками Fe и В характеризуется более низкими напряжениями и более высоким показателем скоростной чувствительности  $m$  во всем скоростном интервале, также проявляет в два раза большее значение относительного удлинения (900 %) при сверхпластической деформации с постоянной скоростью  $1 \times 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> при 700 °С по сравнению с классическим сплавом ВТ14. Стоит отметить, что дальнейшее понижение температуры деформации до 625 °С приводит к сильному увеличению напряжения течения при сохранении высокого относительного удлинения.

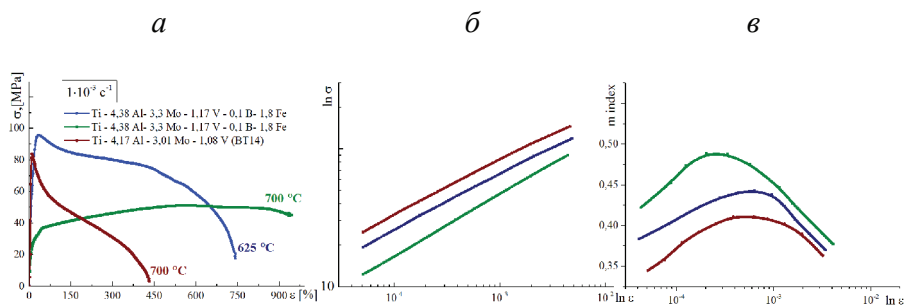


Рис. 2. Сравнение параметров сверхпластической деформации классического сплава ВТ14 и сплава схожего состава с добавками Fe и В:

- а — кривые растяжения при испытании с постоянной скоростью  $1 \times 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>,  
 б — зависимость напряжения течения от скорости деформации,  
 в — зависимость показателя  $m$  от скорости деформации

Таким образом было установлено, что дополнительное легирование сплава ВТ14 добавками 1,8 %Fe и 0,1 %В позволяет снизить температуру сверхпластической деформации при сохранении высоких показателей сверхпластичности более чем на 100 °С.

## Литература

1. Mechanical and microstructural analysis on the superplastic deformation behavior of Ti-6Al-4V Alloy / C. S. Lee [et al.] // International Journal of Mechanical Sciences. 2000. V. 42. P. 1555–1569.
2. Jackson M. Superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloys // Woodhead Publishing Limited, 2011. P. 227–245.
3. Zong Y. Y., Shan D. B., Lu Y. Microstructural evolution of a Ti-4.5Al-3Mo-1V alloy during hot working // Journal of Materials Science. 2006. V. 41. P. 3753–3760.
4. Superplasticity of metastable ultrafine-grained Ti 6242S alloy: Mechanical flow behavior and microstructural evolution / H. Imai [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 754. P. 569–580.
5. Hammond C., Salam A. Superplasticity and associated activation energy in Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr Alloy // Journal of Materials Science. 2005. V. 40. P. 5475–5482.

УДК 669.017

**А. А. Кищик**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва

*aza-357@rambler.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. В. Михайловская

## СПЛАВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

Изучено влияние добавок Ce и Fe на микроструктуру и свойства при сверхпластической деформации сплава Al–4,8 %Mg–0,6 %Mn–0,15 %Cr. Исследуемый сплав имеет бимодальное распределение частиц: крупные частицы кристаллизационного происхождения и мелкие дисперсоиды. После простой термомеханической обработки листы сплава имеют размер зерна 4 мкм и относительное удлинение 400 % при сверхпластической деформации при скорости деформации  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ .

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, сверхпластичность, размер зерна, дисперсоиды, частицы, квазикристаллы

**A. A. Kishchik**

## ALUMINUM-BASED ALLOY FOR HIGH-SPEED SUPERPLASTIC FORMING

This study focuses on the effect of Ce and Fe additions on the microstructural parameters Al–4,8 %Mg–0,6 %Mn–0,15 %Cr alloy. The studied alloy exhibits a bimodal particle size distribution with coarse crystallization origin inclusions and fine secondary precipitates. The proposed thermomechanical treatment grain size of 4  $\mu\text{m}$  and the superplastic deformation 400 %.

*Key words:* aluminum alloy, superplasticity, grain size, dispersoids, particles, quasicrystals

Основная проблема в СПФ сплавов на основе Al заключается в том, что часто только низкие скорости формования обеспечивают требуемую равномерную деформацию без шейки. Как правило, относительное удлинение должно быть выше 200 %. Обычные

сверхпластичные материалы, например, сплав AA5083 с размером зерен 8–10 мкм демонстрируют относительное удлинение 200–400 % при оптимальной скорости деформации  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Сплавы на основе алюминия с высокой скоростью деформации в диапазоне  $10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  пользуются большим спросом для достижения высоких уровней производительности с использованием СПФ.

Для изучения был выбран сплав Al–4,8 %Mg–0,6 %Fe–0,8 %Ce–0,6Mn–0,15Cr–0,15Zr. Литье сплава производилось методом наполнительного литья в медную водоохлаждаемую изложницу размерами  $100 \times 40 \times 20 \text{ мм}^3$ .

Гомогенизационный отжиг проводился по двум режимам:

- 1) режим *L*: при более низкой температуре 360 °С в течение 24 ч;
- 2) режим *2H*: при 360 °С в течение 12 ч + 500 °С в течение 3 ч.

Длительная гомогенизация при низкой температуре направлена на получение высокой плотности дисперсоидов богатых Mn. Вторая высокотемпературная ступень необходима для сфероидизации эвтектических фаз. Последующую горячую прокатку проводили при  $360 \pm 10 \text{ °С}$  в несколько проходов, с общим обжатием прокатки 55 %. Окончательную холодную прокатку с общим обжатием 70 % до толщины листов  $1,15 \pm 0,01 \text{ мм}$ .

После литья и гомогенизации структура слитка представлена алюминиевым твердым раствором и включениями фаз эвтектического происхождения на периферии дендритных ячеек. По результатам рентгенологического исследования были обнаружены фазы: (Al);  $\text{Al}_{10}\text{Mn}_2\text{Ce}$ ;  $\text{Al}_{20}\text{Mn}_2\text{Ce}$ ;  $\text{Al}_{10}\text{Fe}_2\text{Ce}$ ;  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ .

После отжига сплав показал бимодальное распределение вторичных фаз по размерам. На рис. 1 представлены микроструктуры сплава после разных режимов гомогенизационного отжига. На рис. 1 (a–i) показаны выделившиеся дисперсоиды, образовавшиеся в процессе распада пересыщенного твердого раствора алюминия. Преимущественно зарождение компактных дисперсоидов со средним размером  $38 \pm 5 \text{ нм}$  наблюдается на дислокациях и дислокационных стенках при отжиге по режиму *L* (рис. 1, a, b, d и e). Рефлексы на дифракциях характерны для пятикратной симметрии (рис. 1, c, f), которые были приписаны их квазикристаллической природе.

После простой термомеханической обработки эвтектические частицы распределены равномерно по толщине листа. Они имеют средний размер  $0,8 \pm 0,1 \text{ мкм}$ , объемную долю  $0,07 \pm 0,01$  и  $\text{КФ} = 0,82 \dots 0,88$  неза-



висимо от режима гомогенизации. Перед СПД сплав имеет полностью рекристаллизованную структуру после отжига в течение 20 мин при 540 °С. В листе, предварительно гомогенизированном по режиму  $2H$ , зерна имеют средний размер  $5,3 \pm 0,2$  мкм. Режим  $L$  обеспечивает более мелкое зерно со средним размером  $4,7 \pm 0,2$  мкм.

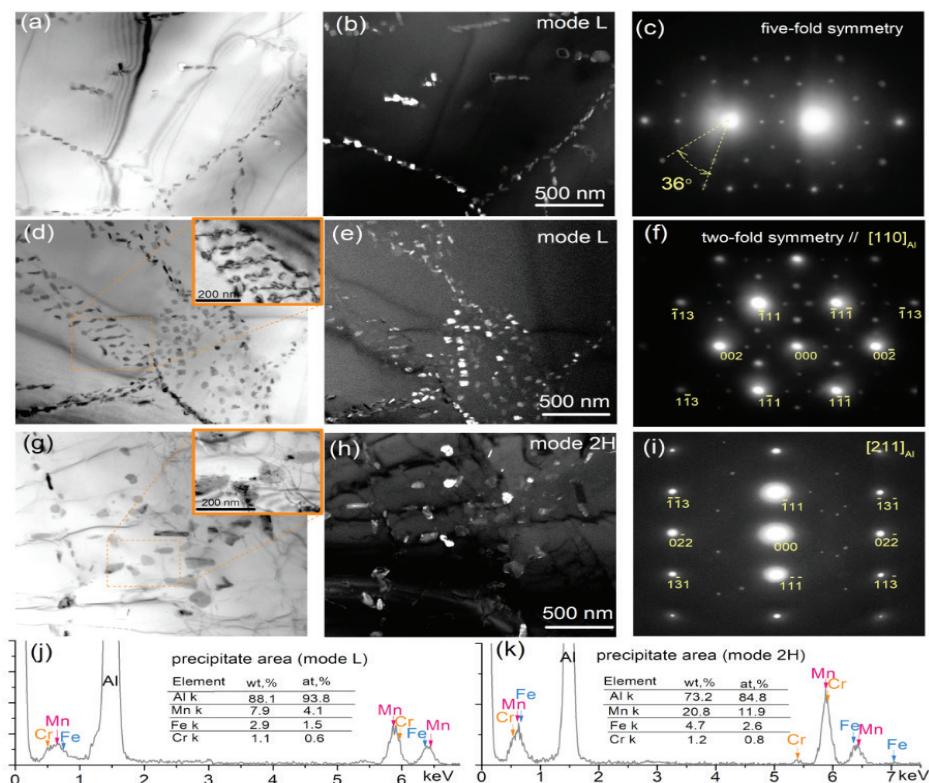


Рис. 1. Микроструктуры образцов, отожженных (a–f) по режиму  $L$  и (g–i) по режиму  $2H$ , показывающие распределения дисперсоидов и их морфологию

Сравнение листов, которые были получены по режимам  $L$  и  $2H$  проводили при постоянной скорости деформации  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  (рис. 2, а). Образцы, которые были получены по режиму  $L$ , показали более низкие значения напряжения течения и большее относительное удлинение. Максимальное относительное удлинение до 430 % наблюдалось при постоянной скорости деформации  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  и температуре 540 °С (рис. 2, а) в образцах  $L$ .

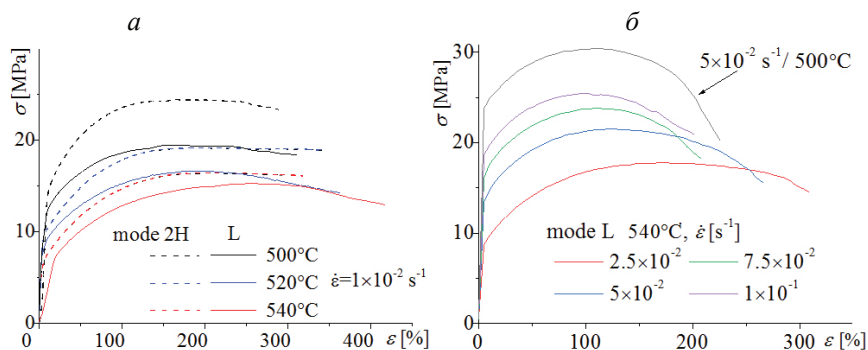


Рис. 2. Кривые деформации при различных температурах и постоянных скоростях деформации

Комплексное легирование Се и Fe позволило уменьшить зеренную структуру и улучшить свойства сплава Al–Mg–Mn–Cr за счет формирования композиционной структуры с равномерным распределением крупных эвтектических частиц размером  $\approx 1$  мкм и наноразмерных квазикристаллических частиц. Такая структура обеспечена после холодной деформации за счет PSN эффекта, а также феноменом при рекристаллизации за счет мелкодисперсных наноразмерных вторичных дисперсоидов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке  
Российского научного фонда № 17-79-20426.*



УДК 669.141

**А. Т. Жакупова<sup>1\*</sup>, А. Н. Жакупов<sup>2</sup>, В. А. Салина<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Восточно-Казахстанский государственный технический университет  
им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск

<sup>2</sup> Павлодарский государственный университет им. С. Торайгырова, г. Павлодар

<sup>3</sup> Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург

\*aray\_zhakupova86@mail.ru

Научный руководитель — канд. техн. наук А. В. Богомолов

## **ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ЗАГОТОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ**

В данной работе исследовано влияние вида исходной заготовки на механические свойства деформированных изделий с целью обоснования целесообразности применения полой непрерывнолитой заготовки при производстве горячекатаных бесшовных труб, исключая процесс прошивки.

*Ключевые слова:* литая заготовка, механические свойства, ликвация, деформация, труба

**A. T. Zhakupova, A. N. Zhakupov, V. A. Salina**

## **INFLUENCE OF THE ORIGINAL BILLET ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE PRODUCTS**

In this paper, we research the influence of the type of the initial billet on the mechanical properties of deformed products in order to justify the feasibility of using a hollow continuously cast billet in the production of hot-rolled seamless pipes, excluding the flashing process.

*Key words:* cast billet, mechanical properties, segregation, deformation, pipe

**На** современном этапе развития производства стали наиболее рациональным способом получения заготовок для производства бесшовных труб является процесс непрерывного литья благодаря его технико-экономическим преимуществам: производительность, выход годной продукции и т. п. Сплошные заготовки характеризуются осе-

вой ликвационной неоднородностью при любых способах изготовления, поэтому удаление металла осевой зоны заготовки является целесообразным. Авторами работ [1, 2] предлагается в качестве исходной заготовки для производства труб использовать полую непрерывнолитую заготовку вместо прошивой на поперечно-винтовом стане гильзы. Однако труба, полученная раскаткой из полый литой заготовки, претерпевает меньшие степени деформации, и в связи с этим необходимо проведение экспериментальных исследований и анализа механических свойств полученных изделий из полый литой заготовки и прошивой гильзы.

Для исследования были использованы темплеты диаметром 210 мм и длиной 100 мм, вырезанные из сплошной стальной заготовки и прошивой гильзы, произведенные на ПФ ТОО «KSP Steel» из марки стали 09 Г2 С. Механические свойства стали определялись на каждой стадии передела (рис.).

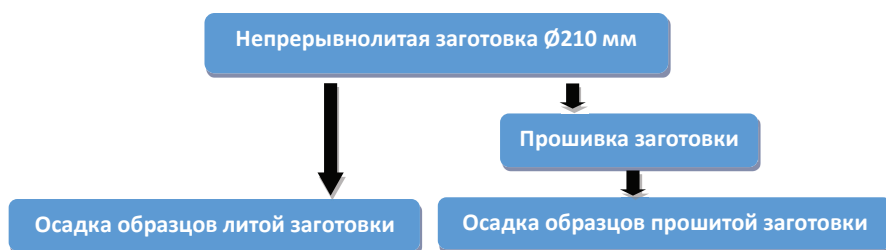


Рис. Стадии деформации заготовки

Сравнительный анализ механических свойств исходных заготовок проведен по среднему значению показателей для трех образцов, результаты которых представлены в таблице 1.

Таблица 1

Механические свойства исходных заготовок

Вид заготовки	Направление вырезки	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	KCU <sub>+20</sub> , Дж/см <sup>2</sup>
Литая	осевое	632	536	5,9	13,8
	радиальное	663	521	6,7	13,3
	тангенциальное	681	526	7,9	12,1
Прошитая	осевое	739	502	9,2	19,0
	тангенциальное	731	510	10,8	18,2

Испытания на растяжение заготовок осуществлены на образцах с диаметром рабочей части 5 мм. Определение ударной вязкости проведено на призматических образцах размером  $10 \times 10 \times 35$  мм с U-образным надрезом глубиной 2 мм.

Для исследования механических свойств заготовок при последующей деформации применили осадку образцов на пневматическом молоте. Образцы для осадки диаметром 45 мм и длиной 90 мм вырезали из темплетов и подвергали деформации до конечной высоты 60 мм. Результаты испытаний образцов, вырезанных из осажённых заготовок, представлены в табл. 2.

Таблица 2

## Механические свойства деформированных заготовок

Вид заготовки	Направление вырезки	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	KCU <sub>+20</sub> , Дж/см <sup>2</sup>
Литая	тангенциальное	788	538	13,1	16,5
	осевое	797	533	13,3	15,4
Прошита	тангенциальное	803	547	12,9	18,0
	осевое	811	549	13,6	16,2

Определено, что различие механических свойств  $\sigma_b$  и  $\sigma_{0,2}$  изделий, полученных из литой полой и прошитой заготовок, составляет 1,67 и 3 % соответственно и показывает возможность применения в качестве исходной полулю литую заготовку для производства бесшовных труб.

## Литература

1. Моделирование макроструктуры при разливке сплошных и полых непрерывнолитых заготовок / А. Т. Жакупова [и др.] // Вестник ВКГТУ им. Д. Серикбаева. 2019. № 3. С. 91–94.
2. Современное состояние производства непрерывнолитой трубной заготовки в Казахстане / А. Т. Жакупова [и др.] // Международная научная конференция молодых ученых, магистрантов, студентов и школьников «ХІХ Сатпаевские чтения», посвященная 120-летию академика К. И. Сатпаева. Павлодар : ПГУ имени С. Торайгырова. 2019. Т. 20. С. 31–36.

УДК 669.71

**А. Г. Мочуговский<sup>\*</sup>, Р. Ю. Барков, А. В. Поздняков, А. В. Михайловская**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва<sup>\*</sup>*mochugovskiy@mail.ru***ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ  $L_{12}$ -ФАЗЫ В СПЛАВАХ Al–Mg–ПМ/РЗМ**

Исследование посвящено особенностям распада пересыщенного твердого раствора и его влиянию на механические свойства и эволюцию структуры в сплавах системы Al–Mg с малыми добавками переходных металлов. Установлено, что в магналиях выделение  $L_{12}$ -фазы  $Al_3Zr$  может происходить по прерывистому и непрерывному механизмам. Двухступенчатая термообработка ускоряет распад, а добавка Er увеличивает прочность сплавов. Показано, что в сплавах с Mn низкотемпературный отжиг способствует формированию дисперсных квазикристаллов, что положительно сказывается на механических свойствах деформированных полуфабрикатов

*Ключевые слова:* дисперсоиды,  $L_{12}$ -фаза, прерывистый распад, непрерывный распад, алюминиевые сплавы, квазикристаллы

**A. G. Mochugovskiy, R.Yu. Barkov, A. V. Pozdniakov, A. V. Mikhailovskaya****THE  $L_{12}$ -PHASE PRECIPITATION IN AL–MG–TM/REM ALLOYS**

The study aims to analyze the precipitation of  $L_{12}$ -phases and its effect on the structure and mechanical properties of Al–Mg–TM/REM alloys. It was determined that the discontinuous and continuous precipitation mechanisms of  $Al_3Zr$   $L_{12}$ -phase are possible at low Zr concentrations. The two-stage heat treatment accelerates the precipitation, whereas the addition of Er increases the strength of alloys. It is shown that the low-temperature annealing provides the formation of Mn-bearing nano-scale quasicrystals that increase the mechanical properties of Al-based alloys.

*Key words:* dispersoids,  $L_{12}$ -phase, continuous precipitation, discontinuous precipitation, quasicrystals

**А**люминиевые сплавы являются перспективными конструкционными материалами для различных отраслей промышленности. Тем не менее, значения прочностных характеристик даже наиболее

прочных алюминиевых сплавов зачастую недостаточны для реализации ряда технических задач, ввиду чего повышение прочности сплавов остается одной из наиболее важных проблем алюминиевой отрасли. Один из наиболее перспективных способов упрочнения алюминиевых сплавов основан на введении в их состав малых добавок переходных (ПМ) и редкоземельных (РЗМ) металлов, таких как Sc, Zr, Er, Mn, V и пр. Максимальная растворимость этих элементов в алюминии при равновесных условиях, как правило, не превосходит десятых долей процента даже при подсолидусных температурах. Повысить растворимость ПМ и РЗМ в алюминии удастся посредством ускоренной кристаллизации слитков, в процессе которой происходит формирование аномально пересыщенных твердых растворов. Последующая термообработка литых заготовок обеспечивает распад неравновесных твердых растворов с образованием наноразмерных частиц алюминидов ПМ и РЗМ. Эти выделения, или дисперсоиды, способствуют увеличению прочности, стабильности зеренной структуры и других эксплуатационных характеристик сплавов. На сегодняшний день скандий является наиболее эффективным дисперсоидообразующим элементом. Однако высокая стоимость скандия накладывает значительные ограничения на его промышленное применение. Таким образом, существует необходимость в более экономичных, но сравнимых со скандием по эффективности аналогов. Подбор аналогов подразумевает разработку режимов термической обработки, позволяющих максимально реализовать потенциал добавок за счет формирования дисперсоидов с минимальным размером и наибольшей плотностью распределения в объеме слитка.

В данной работе проанализированы кинетика и механизмы распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Al–Mg, легированных Zr, Mn, Sc и Er в интервале температур 360...460 °С. Выявлено влияние режимов отжига на параметры зеренной структуры и механические свойства листовых заготовок. Установлено, что несмотря на сравнительно низкое содержание циркония 0,25 масс. %, в магналиях возможно образование  $L1_2$ -фаз не только по непрерывному механизму распада с образованием компактных дисперсоидов, но и по прерывистому механизму с формированием веерообразных агломератов у границ зерен (рис.). Показано, что двухступенчатая термообработка цирконий содержащих слитков формирует высокую плотность равномерно распределенных  $L1_2$  дисперсоидов среднего размера 7 нм, образован-

ных по непрерывному механизму распада, обеспечивая практически нерекристаллизованную структуру при отжиге холоднокатаных листов до температуры  $0,9 T_{пл}$ . При этом в сплаве Al–Mg–Zr двухступенчатая гомогенизация обеспечивает на 15–20 % более высокие значения прочностных характеристик по сравнению с кратковременными одноступенчатыми режимами [1]. Легирование сплава 0,25 % Er приводит к дополнительному увеличению предела текучести на 10 % [2].

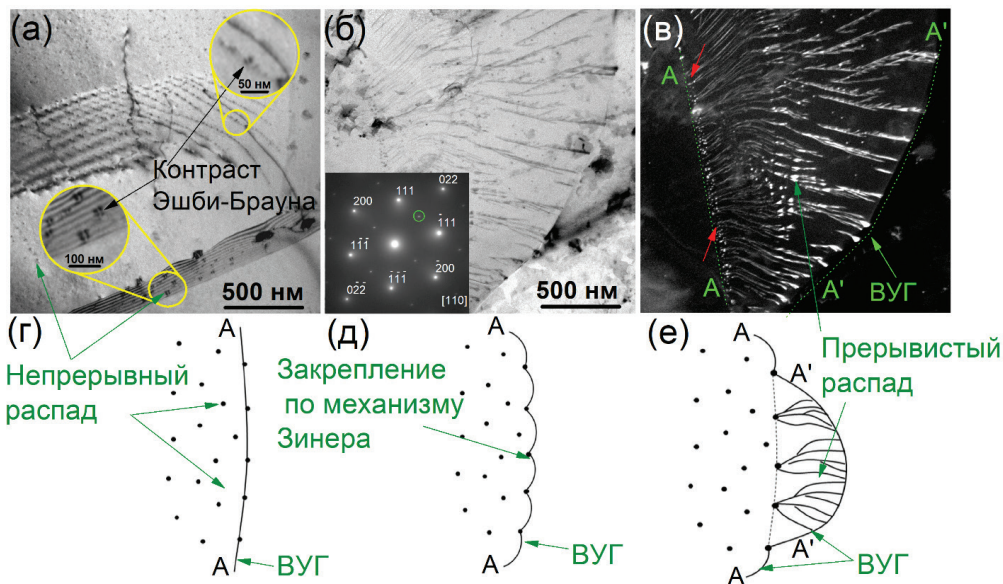


Рис. Тонкая структура образцов, отожженных: по двухступенчатому режиму  $360^{\circ}\text{C}$  (32 ч) с последующим отжигом при  $420^{\circ}\text{C}$  (8 ч); (а, б) светлое поле; (в) темное поле для (б); ВУГ — высокоугловая граница; Дифракционный рефлекс, из которого получено темнополое изображение, помечен окружностью (вставка в (б)); схема (г–е) механизма распада; А-А — начальная позиция ВУГ, А'-А' — позиция ВУГ после завершения прерывистого распада

Установлено, что в сплавах Al–Mg, содержащих 1,0...1,2 % Mn, замена типично используемого высокотемпературного режима гомогенизации на низкотемпературный при  $360^{\circ}\text{C}$  приводит к формированию компактных выделений квазикристаллической икосаэдрической фазы с размерами 17...70 нм, благодаря чему повышается температура начала рекристаллизации и прочностные характеристики листовых заготовок [3].

### **Литература**

1. Precipitation behaviour of  $L1_2$   $Al_3Zr$  phase in Al–Mg–Zr alloy / A. V. Mikhaylovskaya [et al.] // Mat. Char., 139 (2018). P. 30–37.
2. Precipitation kinetics of  $L1_2$  phase in Al–Mg–Er–Zr alloy / A. G. Mochugovskiy [et al.] // Mat. Sci. Eng. A 744 (2019). P. 195–205.
3. Annealing induced precipitation of nanoscale icosahedral quasicrystals in aluminum based alloy / A. G. Mochugovskiy [et al.] // Materials Letters, 247 (2019). P. 200–203.

УДК 537.622; 669.018.292

**Е. А. Путилова<sup>1\*</sup>, С. М. Задворкин<sup>1</sup>, Э. С. Горкунов<sup>1</sup>, И. Н. Веселов<sup>2</sup>,  
И. Ю. Пышминцев<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> РосНИТИ, г. Челябинск

\**tuevaevgenya@mail.ru*

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НЕФТЕГАПРОМЫСЛОВОЙ ТРУБНОЙ Cr–Mo СТАЛИ, ЭКСПЛУАТИРУЕМОЙ В КИСЛОЙ СРЕДЕ

Представлены результаты исследования структуры, механических, магнитных свойств экономнолегированной стали для нефтегазопромысловых труб, к которым предъявляются требования обеспечения повышенной прочности и стойкости к сульфидному растрескиванию под напряжением (СНР). Установлены параметры, которые в дальнейшем могут быть использованы при разработке методик неразрушающей диагностики состояния элементов конструкций из подобных материалов в процессе эксплуатации.

*Ключевые слова:* трубная сталь нефтяного сортамента, структура, механические свойства, сероводородсодержащая среда, магнитные характеристики

**E. A. Putilova, S. M. Zadvorkin, E. S. Gorkunov, I. N. Veselov,  
I.Yu. Pyshmintsev**

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF OCTG PIPE CR–MO STEEL INTENDED FOR OPERATING IN SOUR ENVIRONMENT

The paper presents the results of the study of microstructure, mechanical and corrosion properties of the economically alloyed Fe–Cr–Mo steel, designed for the production of OCTG to which the requirements are to provide increased strength and resistance to sulfide stress cracking (SSC) at the same time. The parameters that could be used for non-destructive testing methods developing to estimate the current state of structural elements during the operation conditions were established.

*Key words:* pipe OCTG steel, structure, mechanical properties, hydrogen sulfide environment, magnetic parameters



В нашей стране разведано значительное количество месторождений нефти и газа, в том числе сосредоточенных в Арктической зоне. Однако, если нефть залегает на глубинах 2000...3000 м, то природный газ накапливается на больших глубинах и зачастую содержит существенные количества агрессивных примесей, в том числе сероводорода и диоксида углерода [1–3]. По мере увеличения глубины залегания углеводородов к материалам для обустройства скважин предъявляются требования все более высокой прочности в сочетании со стойкостью к воздействию агрессивных сред. Однако известно, что чем выше прочность стали, тем выше склонность к сульфидному растрескиванию под напряжением (СРН). В этом и заключается основная сложность при создании сталей данного класса [2; 4]

Стойкость стали к воздействию сероводородсодержащих сред обеспечивается в результате формирования дисперсной (мелкозернистой) однородной структуры с равномерно распределенными карбидами и, по возможности, низкой плотностью дислокаций. С точки зрения стойкости к СРН дисперсионное упрочнение предпочтительнее дислокационного, поскольку дислокации имеют повышенную способность улавливать и удерживать водород [1; 2], что может привести к охрупчиванию материала.

Благодаря правильно подобранному химическому составу и уровню микролегирования, а также режиму термической обработки, в результате получена сталь с уровнем механических свойств, соответствующих трубным сталям класса прочности C110 [5] ( $\sigma_0,2 = 805$  МПа,  $\sigma_B = 840$  МПа,  $\delta = 13,6\%$ ,  $\psi = 41\%$ , HV 0,05 300).

Структура представляет собой мелкодисперсный сорбит отпуска (рис. а, б) с размером зерен около 5...10 мкм. При этом частицы карбидной фазы, имеющие преимущественно глобулярную форму, располагаются как по границам, так и в теле зерен. Размер этих частиц не превышает 300 нм. По результатам проведенного EBSD-анализа построена карта разориентировок зерен исследованной стали класса прочности C110 (рис., в).

Испытание трубной продукции групп прочности C110 на стойкость к СРН проводили по стандарту NACE TM0177 [6] по методу А, суть которого заключается в одновременном воздействии на образец растягивающей нагрузки и агрессивной среды, содержащей сероводород. Результаты испытаний СРН показали, что образцы, отобранные из промышленной партии обсадных труб, изготовленные из опытной

низколегированной хромомолибденовой стали, обладают требуемой стойкостью к СРН, что соответствует требованиям ГОСТ 31446–2017 [5] для продукции групп прочности С110.

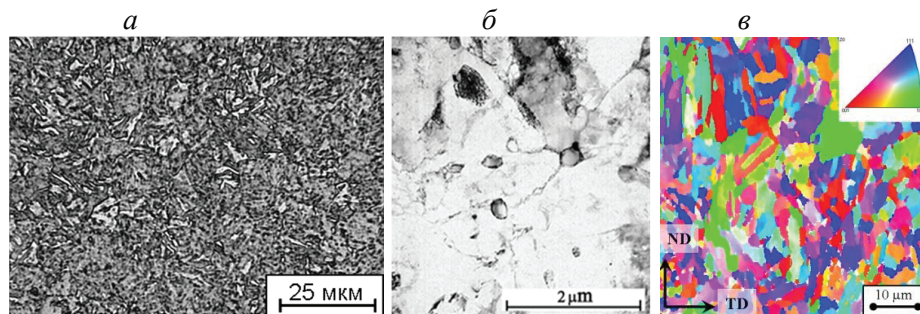


Рис. Микроструктура и EBSD-карта разориентировок образца, отобранного от обсадной трубы группы прочности С110, изготовленной из малоуглеродистой низколегированной хромомолибденовой стали после окончательной термической обработки

С целью определения информативных параметров, которые могли бы быть использованы для осуществления контроля напряженно-деформированного состояния труб в процессе эксплуатации, проводили определение магнитных характеристик не только в исходном состоянии, но и в процессе нагружения образца. Было установлено, что остаточная индукция может быть использована в качестве информативного параметра для контроля напряженного состояния исследованного материала в упругой области. Магнитные характеристики могут также быть использованы для определения перехода материала в стадию развитой пластической деформации.

*Исследования выполнены в рамках работы по стипендии Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-150.2018.1. При выполнении работы использовано оборудование ЦКП «Пластометрия».*

### Литература

1. Новые разработки высокопрочных коррозионностойких труб для сред, содержащих сероводород / И. Ю. Пышминцев [и др.] // Трубопроводный транспорт: теория и практика. 2016. № 5 (57). С. 26–31.

2. Omura T. Numata M., Ueda M. Super-high strength low alloy steel OCTG with improved sour resistance // Ferrum Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan. 2009. № 9. С. 575–579.

3. Effect of microstructure and crystallography on sulfide stress cracking in API-5CT-C110 casing steel / M. Liu [et al.] // Material science and Engineering A. 2016. V. 671, P. 244–253.

4. Пумпянский Д. А. Пышминцев И. Ю., Фарбер В. М. Методы упрочнения трубной стали // Сталь. 2005. № 7. С. 67–74.

5. ГОСТ 31446–2017. Трубы стальные обсадные и насосно-компрессорные для нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. М.: Стандартинформ. 2017.

6. ANCI/NACE TM0177 Standard Test Method. Laboratory tests of metals for resistance to sulfide stress cracking and stress corrosion cracking in H<sub>2</sub>S containing media. NACE International. 2016.

УДК 620.20

**Е. А. Поволяева\*, М. С. Озеров, С. В. Жеребцов**

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
г. Белгород

\**lizapovolyaeva@gmail.com*

Научный руководитель — доц., д-р техн. наук С. В. Жеребцов

## ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Ti–15 %Mo/TiB

Металл-матричный композит Ti-15Mo/TiB был получен искровым плазменным спеканием порошковой смеси Ti — 14,25 вес. % Mo — 5 вес. % TiB<sub>2</sub> при 1400 °С. Микроструктура и механические свойства композита были изучены после горячей прокатки при 1000 °С до истинной деформации ~0,7. Показано, что прокатка привела к значительному повышению пластичности композита без существенной потери прочностных характеристик.

*Ключевые слова:* металл-матричный композит, искровое плазменное спекание, микроструктура, механические свойства, деформация

**E. A. Povolyaeva, M. S. Ozerov, S. V. Zhrebtsov**

## EFFECT OF HOT ROLLING ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A Ti–15 %MO/TiB METAL–MATRIX COMPOSITE

A Ti–15Mo/TiB metal-matrix composite was obtained by the spark plasma sintering at 1400 °C; a powder mixture of Ti-14,25 (wt.) % Mo-5 (wt.) % TiB<sub>2</sub> was used. The microstructure and mechanical properties of the composite were studied after rolling samples heated to 1000 °C to a total true strain of ~ 0,7. It was found the rolling led to considerable increase in ductility without a significant loss of strength of the composite.

*Key words:* metal-matrix composite, spark plasma sintering, microstructure; mechanical properties, deformation

**Т**итановые сплавы широко применяются в различных сферах промышленности благодаря сочетанию высокой удельной прочности и превосходной коррозионной стойкости [1]. Однако относительно

низкие значения прочности и твердости ограничивают их применение. Один из способов решения данной проблемы связан с созданием композитов на основе Ti, армированных упрочняющими волокнами [2–4], и последующей деформационно-термической обработки сплава.

В качестве исходного материала использовали порошки Ti (чистота 99,1 %), Mo (99,95 %) и TiB<sub>2</sub> (99,9 %) со средним размером частиц 25, 3 и 4 микрон соответственно. Наиболее оптимальное весовое содержание армирующего компонента TiB<sub>2</sub>, обеспечивающего приемлемый баланс свойств, составляет 5 вес. %, что дает в ходе синтеза 8,5 об. % упрочнителя TiB игольчатой формы.

Искровое плазменное спекание смеси проводили на установке Thermal Technology SPS 10<sup>-3</sup> со следующими параметрами процесса: температура синтеза  $T = 1400$  °C, давление 40 МПа, время выдержки при заданной температуре 15 мин. Были получены образцы композита Ti–15Mo/TiB размером  $\varnothing 39 \times 25$  мм. Образцы подвергались гомогенизационному отжигу в вакууме при температуре 1200 °C в течение 24 часов. Для горячей прокатки образцы композита нагревали до 1000 °C и затем прокатывали в неизотермических условиях до общей истинной деформации 0,7 (высотная деформация составляла 55 %) с обжатием за проход ~250 мкм. Для исследования влияния горячей прокатки при 1000 °C на механические свойства композита были проведены испытания на сжатие при комнатной температуре и испытания на растяжение при повышенных температурах.

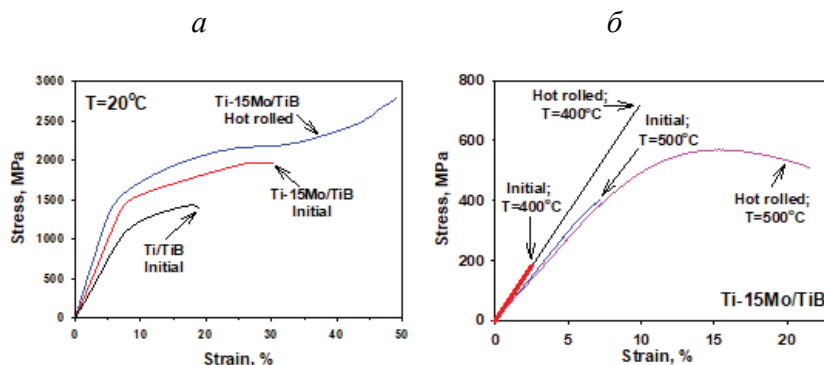
В исходном состоянии микроструктура композита Ti–15Mo/TiB представлена неоднородно распределенными нитевидными волокнами TiB в ОЦК  $\beta$ -титановой матрице. Размер поперечного сечения волокон TiB варьировался в широких пределах от сотен нанометров до нескольких микрон, при этом среднее значение составляло  $400 \pm 200$  нм. Средняя длина волокон TiB была  $5 \pm 2$  мкм. Средний размер зерен в ОЦК титановой матрице составлял  $14 \pm 6$  мкм. На некоторых границах зерен наблюдались пластинчатые выделения мартенситной фазы  $\alpha'$ . Распределение молибдена в структуре неоднородно и меняется в интервале 12–15 вес. %.

Была выполнена ДТО композита Ti–15Mo/TiB в соответствии с полученной деформационной картой.

Развитие микроструктуры композита в ходе горячей прокатки при 1000 °C было связано с вытягиванием ОЦК-зерен титановой матрицы и волокон TiB в направлении деформации. Средняя длина ните-

видных кристаллов TiB уменьшилась с  $5 \pm 2$  в исходном состоянии до  $3,0 \pm 1,2$  мкм после прокатки.

Композит после горячей прокатки показал значительное улучшение пластичности без существенной потери прочности и твердости. Горячекатаный образец не разрушался во время испытания на сжатие даже после уменьшения толщины на 45 %, тогда как в начальных условиях пластичность при сжатии составляла 22 %. Предел текучести композита составил  $\sim 1350$  МПа при прочности равной  $\sim 2100$  МПа (рис., а).



Кривые напряжения-деформации композита Ti–15Mo/TiB  
в исходном состоянии и после горячей прокатки:

а — сжатие при комнатной температуре, б — растяжение при 400 и 500 °С

Кроме того, композит показал некоторое улучшение пластичности до  $\sim 12\%$  при повышенной температуре ( $500^\circ\text{C}$ ) по сравнению с исходным условием, удлинение при растяжении которого не превышало 2 % (рис. б).

Фрактографический анализ показал существенную разницу в механизмах разрушения в исходном и горячекатаном состояниях. На поверхности разрушения исходного состояния наблюдались типичные для хрупкого разрушения фасетки скола с ручьистым узором. После горячей прокатки формировался ямочный излом, характерный для вязкого разрушения.

### Литература

1. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications. Wiley-VCH : Weinheim. Germany. 2003. P. 1–499.

2. Morsi K., Patel V. V., Mater J. Processing and properties of titanium-titanium boride (TiBw) matrix composites—A review // Science 2007. V.42. P. 2037–2047.
3. Development of low cost titanium matrix composite. In Advances in Titanium Metal Matrix Composites, the Minerals, Metals and Materials Society / T. Saito, T. Furuta, T. Yamaguchi, F. H. Froes, J. Storer // Eds. TMS: Warrendale, PA, USA. 1995. P. 33–44.
4. Godfrey T. M. T., Goodwin P. S., Ward-Close C. M. Titanium Particulate Metal Matrix Composites — Reinforcement, Production Methods, and Mechanical Properties // Adv. Eng. Mat. 2000. V. 2. P. 85–91.

УДК 620.22

**Е. С. Панина<sup>\*</sup>, Н. Ю. Юрченко, Н. Д. Степанов, С. В. Жеребцов,  
Г. А. Салищев**

Белгородский государственный национальный исследовательский университет  
(НИУ «БелГУ»), г. Белгород

*\*panina\_e@bsu.edu.ru*

Научный руководитель — доц., д-р техн. наук С. В. Жеребцов

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Ti_{1,89}NbCrV_{0,56}$

Был разработан высокоэнтروпийный неэквивалентный сплав  $Ti_{1,89}NbCrV_{0,56}$  с плотностью  $6,17 \text{ г/см}^3$ . В литом и прокатанном состоянии сплав имел однофазную ОЦК структуру. Отжиг после прокатки при  $800^\circ\text{C}$  привел к выделению частиц фазы Лавеса C15 (ГЦК). После отжига при  $1200^\circ\text{C}$  сплав имел однофазную ОЦК структуру. В литом и отожженном состоянии наблюдалось хрупкое разрушение.

*Ключевые слова:* Высокоэнтропийные сплавы, прокатка, отжиг, микроструктура, механические свойства

**E. S. Panina, N. Yu. Yurchenko, N. D. Stepanov, S. V. Zhrebtsov,  
G. A. Salishchev**

## EFFECT OF MECHANICAL AND THERMAL TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A NON-EQUATOMIC HIGH ENTROPY ALLOY $Ti_{1,89}NbCrV_{0,56}$

A  $Ti_{1,89}NbCrV_{0,56}$  high entropy non-equiatomic alloy with a density of  $6.17 \text{ g cm}^{-3}$  was developed. The alloy had a single-phase bcc structure in the cast and rolling state. Post-deformation annealing at  $800^\circ\text{C}$  led to a precipitation of the Laves phase C15 (fcc) particles. After annealing at  $1200^\circ\text{C}$ , the alloy returned to the single-phase condition. The as-cast and annealed alloy were brittle.

*Key words:* High entropy alloys, rolling, annealing, microstructure, mechanical properties



Одним из перспективных направлений в развитии ВЭСов является создание композиций для потенциального применения при повышенных температурах. Был разработан сплав  $\text{Al}_{0,5}\text{CrNbTi}_2\text{V}_{0,5}$  [1], который показал высокую прочность при комнатной температуре. Добавление Al хоть и уменьшает плотность, но приводит к упорядочению и снижает пластичность [2], поэтому было предложено исключить Al. На основе этих данных был создан сплав  $\text{Ti}_{1,89}\text{NbCrV}_{0,56}$ .

В литом состоянии сплав имел крупнозернистую дендритную ОЦК структуру (рис. а, б) и мог быть прокатан до 80 % (рис. в). Отжиг при 800°C прокатанного до 80 % сплава привел к выделению частиц фазы Лавеса C15 (ГЦК) (рис. а, г). После отжига при 1200°C сплав имел однофазную ОЦК структуру (рис. а, д).

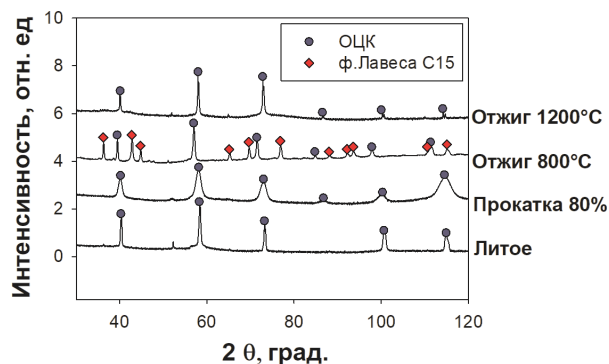


Рис. 1. Рентгеноструктурный анализ сплава  $\text{Ti}_{1,89}\text{NbCrV}_{0,56}$ .

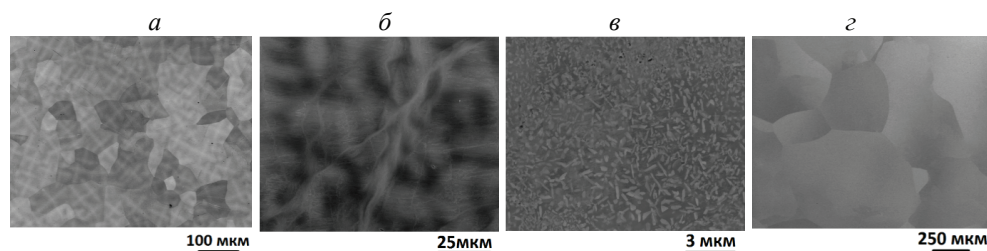


Рис. 2. Микроструктура сплава в литом (а), прокатанном (б) и отожженном при  $T = 800^\circ\text{C}$  (в) и  $1200^\circ\text{C}$  (г)

В прокатанном состоянии предел текучести, предел прочности и деформация до разрушения были равны 870 МПа, 1785 МПа и 3,8 %, со-

ответственно. В литом и отожженном состоянии наблюдалось хрупкое разрушение.

### **Литература**

1. Precipitation-strengthened refractory Al<sub>0.5</sub>CrNbTi<sub>2</sub>V<sub>0.5</sub> high entropy alloy / N. D. Stepanov [et al.] // Materials Letters. 2017. V. 188. P. 162–164.
2. Structure and mechanical properties of B2 ordered refractory AlNbTiVZr<sub>x</sub> ( $x = 0; 0,5; 1; 1,5$ ) high-entropy alloys / N. Y. Yurchenko [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2015. V. 652. P. 266–280.

УДК 669.017.1

**И. В. Соловьёв \*, О. Ю. Корниенко, К. А. Стрельников**

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*igor.solovyev@urfu.ru

Научный руководитель — канд. техн. наук С. В. Беликов

## СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ 13ХФА ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Исследовано распределение структурных составляющих по сечению трубной заготовки. Используя коэффициент анизотропии, определена степень ориентации феррито-перлитной структуры. Установлена связь между значениями коэффициента анизотропии и твердостью.

*Ключевые слова:* трубная сталь, неоднородность, полосчатость, коэффициент анизотропии, феррито-перлитная структура

**I. V. Solovyev, O. Yu. Kornienko, K. A. Strelnikov**

## STRUCTURAL HETEROGENEITY IN LOW-ALLOYED PIPE STEEL 13HFA AFTER HOT ROLLING

The distribution of structural components over the cross section of tubular billet was investigated. Using the anisotropy coefficient, the degree of orientation of the ferritic-pearlitic structure is determined. The relationship between the values of the anisotropy coefficient and the hardness.

*Key words:* pipe steel, heterogeneity, banding, anisotropy coefficient, ferrite pearlite structure

Известно, что феррито-перлитная полосчатость характерна для многих низколегированных сталей в состоянии после горячей прокатки [1–2].

В работе исследована феррито-перлитная полосчатость по сечению трубной заготовки в направлении прокатки и в поперечном направлении. Полосчатость структуры определяли в соответствии с ГОСТ Р 54570–2011. Коэффициент анизотропии рассчитывали для перлитных

колоний. Значения твердости определяли методом Виккерса с нагрузкой 10 кг.

После горячей прокатки микроструктура стали 13ХФА состоит из феррита и перлита. Структурные составляющие распределены в виде полос (рис. 1).

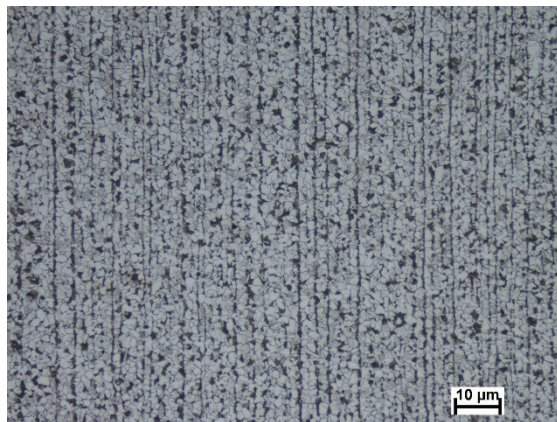


Рис. 1. Ориентированная феррито-перлитная структура стали 13ХФА в поперечном направлении

Оценка полосчатости с помощью коэффициента анизотропии показывает, что степень ориентации микроструктуры снижается от внутренней стенки заготовки к внешней как в направлении прокатки, так и в поперечном направлении.

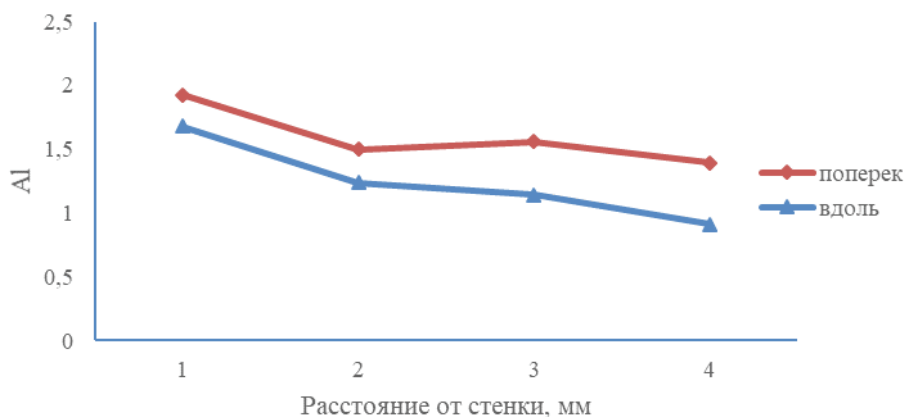


Рис. 2. График значений коэффициента анизотропии в стали 13ХФА

Значения твердости изменяются по сечению заготовки, повышение которых соответствует областям с минимальными значениями коэффициента анизотропии.

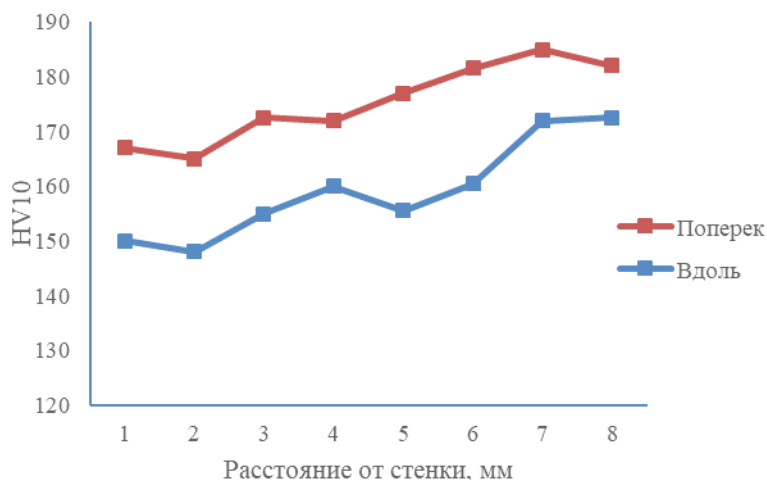


Рис. 3. График изменения твердости по сечению заготовки

Повышение твердости в областях с минимальными значениями коэффициента анизотропии можно объяснить формированием более дисперсных продуктов диффузионного превращения.

Установлено, что структура стали 13ХФА после горячей прокатки представляет собой ориентированные продукты диффузионного превращения, ориентация которых по сечению заготовки распределена неоднородно. Снижения значения коэффициента анизотропии приводит к увеличению твердости.

### Литература

1. Голиков И. В. Дендритная ликвация в стали / И. В. Голиков. М. : Металлургиздат, 1958. 206 с.
2. Flemings M. C. Our understanding of macrosegregation: Past and Present // ISIJ International. 2000. V. 40. №. 9. P. 833–841.

УДК 669.017.1

**И. В. Соловьёв\*, О. Ю. Корниенко, А. А. Абзалова**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*igor.solovyev@urfu.ru*

Научный руководитель — канд. техн. наук С. В. Беликов

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНУЮ ПОЛОСЧАТОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Исследовано влияние термической обработки на структурную феррито-перлитную полосчатость. Показано, что применяемые режимы термической обработки не позволяют устранить полосчатые структуры.

*Ключевые слова:* неоднородность, полосчатость, коэффициент анизотропии, феррито-перлитная структура

**I. V. Solovyev, O. Yu. Kornienko, A. A. Absalova**

## INFLUENCE OF THERMAL TREATMENT ON FERRITE-PERLITE BANDING OF LOW-ALLOYED STEEL

The influence of heat treatment on the structural ferrite-pearlite bandedness is investigated. It is shown that the applied heat treatment modes do not allow to eliminate banded structures.

*Key words:* heterogeneity, banding, anisotropy coefficient, ferrite perlite structure

Известно, что феррито-перлитная полосчатость достаточно устойчива против термической обработки [1–2]. Однако практически не встречаются данные о влиянии температур нагрева на величину полосчатости.

В работе исследовано влияние термической обработки на феррито-перлитную полосчатость штрипса в направлении прокатки и поперечном направлении. Полосчатость структуры определяли в соответствии с ГОСТ Р 54570–2011. В качестве термической обработки применяли отжиг при температурах 900 и 1000 °С с выдержкой в течение 1 часа. Нормализацию проводили по аналогичным режимам. Коэффициент

анизотропии рассчитывали для перлитных колоний. Значения твердости определяли методом Виккерса с нагрузкой 10 кг.

Структура стали 10ХСНД после горячей прокатки состоит из ориентированных продуктов диффузионного превращения аустенита — феррита и перлита. Значения коэффициента анизотропии варьируются в зависимости от расположения в штрипсе от 2,2 до 2,7 вдоль направления прокатки. В поперечном направлении значения изменяются от 1,6 до 2,3. Твердость в направлении прокатки изменяется от 178 до 148 HV. В перпендикулярном направлении твердость варьируется от 175 до 180 HV.

Отжиг при 900 °С приводит к повышению коэффициента анизотропии до 2,8—3 вдоль направления прокатки, в перпендикулярном направлении до 2,5—3,5. После отжига материала при 1000 °С значения коэффициента анизотропии составляют 2,6—3,3 вдоль направления прокатки, а в поперечном направлении 2,6—3,1. Повышение степени ориентации микроструктуры можно объяснить укрупнением аустенитного зерна. Нормализация материала от данных температур приводит к формированию Видманштеттовой структуры, что не позволяет установить значения коэффициента анизотропии.

Установлено, что структура стали 10ХСНД после горячей прокатки представляет собой ориентированные продукты диффузионного превращения, ориентация которых по сечению заготовки распределена неоднородно. Показано, что после нормализации и отжига микроструктура сохраняет ориентированное строение.

### Литература

1. Formation of pearlitic banded structures in ferritic-pearlitic steels / R. Großertlinden [et al.] // Steel Research. 1992. V. 63. Iss. 8. P. 331—336.
2. Majka T. F., Matlock D. K., Krauss G. Development of microstructural banding in low-alloy steel with simulated Mn segregation // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2002. V. 33. Iss. 6. P. 1627—1637.

УДК 621.777

**Е. А. Кулишова\*, А. И. Кравцова**

Институт цветных металлов и материаловедения СФУ, г. Красноярск

\**kulishova2808@gmail.com*

Научный руководитель — канд. техн. наук, доц. В. М. Беспалов

Научный консультант — д-р техн. наук, проф. С. Б. Сидельников

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОСЛЕ ЛИТЬЯ И БЕССЛИТКОВОЙ ПРОКАТКИ-ПРЕССОВАНИЯ

Приведены результаты исследования влияния содержания циркония, церия, лантана и железа на механические свойства и структуру алюминиевых полуфабрикатов, полученных методами литья и бесслитковой прокатки.

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, цирконий, церий, лантан, железо, бесслитковая прокатка-прессование, механические свойства, относительное удлинение

**E. A. Kulishova, A. I. Kravtsova**

## STUDY OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DEFORMED SEMI-FINISHED PRODUCTS FROM ALUMINUM ALLOYS WITH DIFFERENT CONTENTS OF ALLOYING ELEMENTS AFTER TWIN ROLL CASTING-EXTRUDING

The results of the study of the influence of the content of zirconium, cerium, lanthanum and iron on the mechanical properties and structure of aluminum semi-finished products obtained by casting and twin roll casting-extruding.

*Keywords:* aluminum alloy, zirconium, cerium, lanthanum, iron, twin roll casting-extruding, mechanical properties

**П**овышение требований, предъявляемых к проводниковой продукции по уровню термостойкости и механическим характери-



стикам, приводит к необходимости создания новых составов сплавов системы Al–PЗМ для производства деформированных полуфабрикатов круглого поперечного сечения [1,2].

Целью работы является исследование влияния разного содержания циркония, церия, лантана и железа на структуру и механические свойства алюминиевых слитков и прутков после бесслитковой прокатки-прессования.

Слитки отливали с помощью индукционной плавильной установки ЛПЗ–67 при температуре 850 °С, для чего вводили в расплав технического алюминия марки А5 Е циркониевую лигатуру в виде брикетов фирмы Hoesch metallurgies GMBH, железную лигатуру Экораф и навески сплава 01417. Расплав разливали в подогретые алюминиевые изложницы, исследовали химический состав, структуру и свойства слитков, после чего обрабатывали отобранные сплавы методом бесслитковой прокатки-прессования. Исследование механических свойств экспериментальных образцов определяли методом растяжения на испытательной машине Instron 5982. Результаты представлены в табл. 1, 2 и на рис.

Таблица 1

Химический состав алюминиевых сплавов

Сплав	Al	Zr	Σ Ce, La	Fe	Si
1	Основа	0,11–0,17	—	0,19–0,21	0,08
2	Основа	0,20–0,23	—	0,19–0,53	0,09
3	Основа	0,30	—	0,18	0,09
4	Основа	0,13	0,60–0,75	0,21–0,68	0,07

Таблица 2

Механические свойства слитков и прутков

Сплав	Механические свойства слитков			Механические свойства прутков		
	Предел прочности, МПа	Условный предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Предел прочности, МПа	Условный предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
1	60	35	35	—	—	—
2	89	40	30	130	100	25
3	88	35	30	—	—	—
4	90	45	25	150	110	20

Повышение содержания циркония с 0,11 (сплав № 1) до 0,30 % (сплав № 3) приводит к увеличению временного сопротивления разрыву с 60 до 88 МПа. Повышенное содержание железа до 0,53 % в сплаве 2 с концентрацией циркония 0,20 % обеспечивает прочность на уровне 89 МПа. Легирование сплава церием, лантаном, цирконием и железом позволяет добиться прочности на уровне 90 МПа. Относительное удлинение слитков находится в диапазоне 25–35 %, прутков — после бесслитковой прокатки-прессования — 20–25 %. Максимальную прочность 150 МПа имеют прутки из сплава № 4.

Металлографический анализ проводили на световом микроскопе Axio Observer A1.m (Carl Zeiss) при увеличении 500 крат после травления в однопроцентном растворе HF. Микроструктура слитков из сплавов № 1–3 состоит из  $\alpha$ -твердого раствора и железосодержащих фаз Al–Fe–Si. Цирконий растворен в твердом растворе. В сплаве объемная доля железосодержащих фаз сравнительно выше.

Микроструктура слитков из сплавов № 4 состоит из  $\alpha$ -твердого раствора и эвтектических включений фаз, типа  $Al_4(Ce, La)$  и Al–Fe–Si, что подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа.

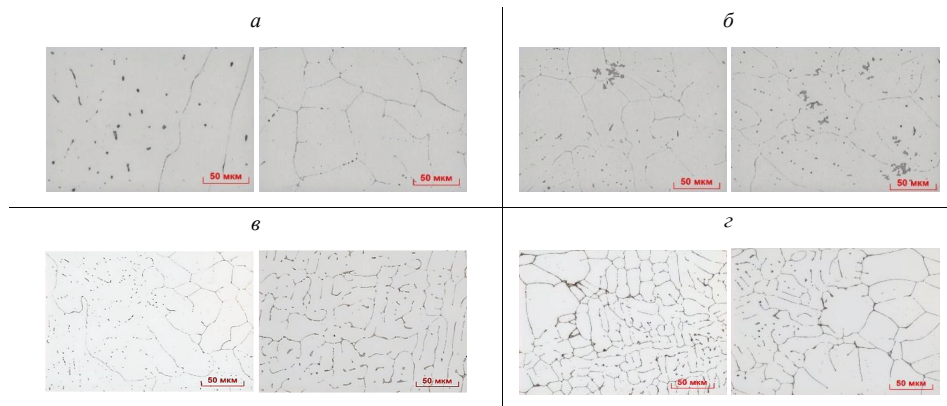


Рис. Микроструктура алюминиевых слитков,  $\times 500$ :

*a* — сплав № 1, *б* — сплав № 2, *в* — сплав № 3, *з* — сплав № 4

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Повышение содержания циркония и железа в сплавах приводит к повышению временного сопротивления разрыву слитков, при этом относительное удлинение составляет 25 %.

2. Совместное влияние циркония, церия, лантана и железа в сплаве обеспечивает наиболее высокий уровень прочности слитков до 90 МПа, а последующая обработка данного сплава методом бесслитковой прокатки-прессования позволяет повысить прочность до 150 МПа.

### **Литература**

1. Беспалов В. М. Кулишова Е. А., Дурнопьянов А. В. Исследование механических свойств, деформируемых полуфабрикатов из сплавов системы Al–Zr, изготовленных методом совмещенного литья и прокатки-прессования // Новые материалы и технологии в машиностроении. 2019. № 29. С. 7–10.
2. Якивчук О. В. Кулишова Е. А. Исследование структуры длинномерных деформированных полуфабрикатов электротехнического назначения из сплавов системы Al–Zr, полученных методом совмещенного литья и прокатки-прессования // Матрица научного познания. 2018. № 10. С. 12–17.

УДК 620.22

**А. О. Семенюк\*, М. В. Климова**

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
г. Белгород

\* *Semenyuk@bsu.edu.ru*

## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$ ( $x = 0; 0,5; 1; 2$ ат. %)

Сплавы  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  были подвергнуты прокатке до степени деформации 80 % с последующим отжигом в интервале температур 600–1000 °С в течение 1 часа. Легирование сплава углеродом приводит к выделению карбидов типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , что обеспечивает значительное упрочнение сплава после деформационно-термической обработки.

*Ключевые слова:* высокоэнтропийные сплавы, микроструктура, электронная микроскопия, деформационно-термическая обработка, механические свойства

**A. O. Semenyuk, M. V. Klimova**

## INFLUENCE OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$ ( $x = 0; 0,5; 1; 2$ ) HIGH ENTROPY ALLOYS

$\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  alloys were rolled to a degree of deformation of 80 %, followed by annealing in the temperature range of 600–1000 °C for 1 hour. Alloying the alloy with carbon leads to the precipitation of carbides of the  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  type, which provides significant hardening of the alloy after the application of heat treatment.

*Key words:* high entropy alloys, microstructure, electron microscopy, thermomechanical processing, mechanical properties

**В**ысокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) с гранецентрированной кубической (ГЦК) структурой в настоящее время рассматриваются как перспективные конструкционные материалы. Эквиатомный ВЭС

CoCrFeMnNi демонстрирует высокую пластичность, ударную вязкость и вязкость разрушения при комнатной и криогенных температурах, однако обладает низкими прочностными характеристиками [1; 2]. Было установлено, что легирование углеродом является одним из наиболее эффективных способов повышения прочности сплава CoCrFeMnNi [3]. Однако равновесная растворимость углерода в ГЦК твердом растворе мала из-за наличия сильного карбидообразующего элемента — Cr. Результаты моделирования равновесных фазовых диаграмм показали, что уменьшение содержания хрома может повысить содержание углерода в твердом растворе и улучшить механические свойства.

Сплавы  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  ( $x = 0; 0,5; 1; 2$ ) были получены методом вакуумной индукционной плавки. Подвергнуты деформации прокаткой до 80 % с последующим отжигом в интервале температур 600–1000 °C в течение 1 часа. Исследование структуры и фазового состава осуществлялось с помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Для определения механических свойств были проведены испытания на растяжение и измерения микротвердости.

Таблица

Химический состав сплавов в ат. %

Сплав	Элементы					
	Co	Cr	Fe	Mn	Ni	C
$\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMn}$	23,29	6,22	23,90	23,09	23,46	0,03
$\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_{0,5}$	23,17	6,42	23,97	23,67	22,24	0,53
$\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_1$	23,14	6,31	23,13	23,14	23,34	0,95
$\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_2$	23,42	6,23	22,41	22,02	23,82	2,11

В литом состоянии сплавы  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  имели крупнозернистую структуру с матричной ГЦК фазой; при  $x = 2$  ат. %C наблюдается выделение небольшого количества карбидов  $\text{Me}_7\text{C}_3$ , преимущественно по границам зерен. Предел текучести сплава в исходном состоянии возрастал с 185 до 320 МПа при изменении концентрации углерода от 0 до 2 %, пластичность при этом составляет 52 и 48 % соответственно.

На начальных этапах прокатки основным механизмом деформации сплавов  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  является планарное скольжение дислока-

ций. Увеличение степени деформации приводит к формированию субструктуры и активации механического двойникования. При достижении степени деформации 80 % наблюдается сильнодеформированная двойникованная структура с большой плотностью дислокаций.

Для всех сплавов характерно повышение предела текучести как при увеличении степени деформации, так и при повышении концентрации углерода. Деформация обеспечивает существенное упрочнение сплавов: например, после прокатки на 80 % предел текучести повышается от 983 до 1485 МПа в сплавах с  $x = 0$  и  $x = 2$  ат. % соответственно. При этом пластичность сплавов после 80 % деформации уменьшается с 14 до 5 % по мере повышения концентрации углерода.

Показано, что постдеформационные отжиги сплавов в интервале температур 600–1000 °С приводят к развитию рекристаллизации ГЦК матрицы и выделению частиц второй фазы в легированных состояниях. Отжиг сплава  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMn}$ , не содержащего углерода, при температуре 600 °С обеспечивает формирование частично рекристаллизованной структуры. Увеличение содержания углерода в сплавах с  $x = 0,5$  и  $x = 2$  ат. % ведет к повышению температуры начала рекристаллизации до 700 °С. Кроме того, установлено, что легирование углеродом приводит к выделению карбидов типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , обогащенных хромом, после отжига в интервале температур 700–1000 °С. Объемная доля частиц карбидов возрастает с увеличением количества углерода и уменьшается с повышением температуры отжига. Например, изменение концентрации углерода от 0,5 до 2 ат. % ведет к увеличению объемной доли карбидов с 4 % до 12 % при 800 °С, при этом размер самих карбидов растет от 80 до 114 нм. Присутствие частиц второй фазы в значительной мере влияет на изменение размеров зерен, являясь сдерживающим фактором для их роста. Так, в сплаве с 2 ат. % С наблюдалось незначительное увеличение среднего размера рекристаллизованных зерен с 1,2 мкм до 2 мкм при повышении температуры отжига с 800 до 1000 °С. Для сравнения, в однофазном сплаве без углерода ( $x = 0$ ) размер зерен после отжига при температуре 1000 °С составил 26 мкм.

Повышение температуры отжига ведет к разупрочнению и увеличению пластичности сплавов по сравнению с деформированным состоянием. При изменении температуры отжига от 600 до 1000 °С в сплаве  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMn}$  предел прочности снижается с 1135 до 212 МПа, при этом пластичность изменяется от 15 до 55 %. Легирование сплава

№ 2 ат. % углерода обеспечивает хорошее сочетание прочности и пластичности. Сплав  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_2$  после прокатки и отжига при температуре 800 °С демонстрирует пределы прочности и текучести 933 и 643 МПа соответственно при пластичности 38 %.

### **Литература**

1. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications / B. Gludovatz [et al.] // *Science* (80). 2014. 345. P. 1153–1158.
2. Effect of cryo-deformation on structure and properties of  $\text{CoCrFeNiMn}$  high-entropy alloy / N. D. Stepanov [et al.] // *Intermetallics* 59. 2015. P. 8–17.
3. Effect of carbon content and annealing on structure and hardness of the  $\text{CoCrFeNiMn}$ -based high entropy alloys / N. D. Stepanov [et. al.] // *J. Alloys Compd.* 2016. 687. P. 59–71.

УДК 621.77

**Л. И. Зайнуллина<sup>\*</sup>, И. В. Александров**

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

<sup>\*</sup>ZaynullinaLI@yandex.ru

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук И. В. Александров

## ВЛИЯНИЕ ЭДУ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИПД

В настоящей работе представлены результаты исследования прочностных свойств модельного однофазного сплава Cu—30 масс. % Zn, обладающего низким значением энергии дефекта упаковки (ЭДУ)  $14 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ . После проведения равноканального углового прессования (РКУП) с последующей прокаткой в микроструктуре были сформированы наноразмерные двойники. Прокатка сплава приводит к увеличению прочности за счет измельчения размера структурных элементов.

*Ключевые слова:* энергия дефекта упаковки, двойники деформации, РКУП, прочность

**L. I. Zaynullina, I. V. Alexandrov**

## INFLUENCE OF SFE ON MECHANICAL PROPERTIES OF BRASS, SUBJECTED TO SPD

In this paper presents the results of investigation the strength properties of the model single-phase Cu—30 wt. % Zn alloy, which has a low stacking fault energy (SFE) of  $14 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ . After ECAP and subsequent rolling nanoscale twins were formed in the microstructure. Rolling the alloy leads to strength increasing due to decrease structural elements size.

*Key words:* stacking fault energy, deformation twins, ECAP, strength

**И**звестно, что величина ЭДУ существенным образом влияет на процессы измельчения структуры, а значит и на прочностные свойства материалов. Данный эффект был изучен для материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной в результате



интенсивной пластической деформации (ИПД). ИПД была реализована с использованием таких методов как РКУП, интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК). Однако, данные исследования проводились на УМЗ металлах и сплавах со средней или высокой ЭДУ, в которых механизм деформации считается обусловленным дислокационной активностью. Меньшее внимание уделялось УМЗ металлам и сплавам с низкой ЭДУ, в которых при деформации значительно возрастает роль двойникования и образования полос сдвига. Механизмы деформации и их роль в формировании свойств УМЗ материалов при реализации такого важного промышленного технологического процесса как прокатка также практически не исследованы. При этом не установлены механизмы эволюции микроструктуры и свойств. Сложность обусловлена применением комплексной обработки, так как первоначально сплавы подвергаются РКУП вплоть до достижения УМЗ состояния, а затем — прокатке. Изменение режима деформации с РКУП на прокатку может инициировать новые дислокационные системы скольжения и двойникования в связи с изменением напряженно-деформированного состояния.

В работе представлены результаты исследования прочностных свойств модельного однофазного ГЦК сплава  $\text{Cu}-30 \text{ масс. \% Zn}$ , подвергнутого РКУП с последующей плоской прокаткой. Полученные результаты для данного материала, обладающего низким значением ЭДУ ( $14 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ ), сопоставлены с результатами, полученными для чистой УМЗ, меди с высоким значением ЭДУ, равным  $78 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ .

Подготовленные образцы сплава подвергали одному и двум проходам РКУП при  $T = 300^\circ\text{C}$  в оснастке с углом пересечения каналов  $\varphi = 90^\circ$  по маршруту  $V_C$ . Далее заготовки, нагретые до такой же температуры, многократно пропускали между вращающимися валками прокатного стана до достижения степени обжатия 90 %.

Для изучения тонкой структуры использовали просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) JEM-2100. Образцы для исследования были вырезаны параллельно плоскости прокатки. Прочностные свойства были изучены на пропорциональных плоских образцах с длиной рабочей части 4 мм со скоростью растяжения 0,24 мм/мин на разрывной машине Instron 8801 при комнатной температуре.

В работе [1] были исследованы структурные изменения в чистой меди, подвергнутой 1–10 проходам РКУП при комнатной температуре, а также последующей плоской прокатке до достижения степени

обжатия 90 %. Показано, что прокатка вызывает значительные изменения в ранее сформированной после РКУП микроструктуре. Преобразование равноосной структуры в пластинчатую вызвано геометрическими эффектом деформации, то есть существующие равноосные или вытянутые в направлении сдвига зерна/субзерна изменили свою форму. Однако во время прокатки дополнительного измельчения зерна, с точки зрения формирования новых границ, практически не произошло. По мере увеличения числа проходов РКУП предел прочности достиг значения  $402 \pm 11$  МПа, что хорошо согласуется с результатами, полученными в работе [2]. Стоит отметить, что дальнейшее проведение плоской прокатки привело к повышению предела прочности до  $485 \pm 14$  МПа из-за уменьшения расстояния между границами зерен/субзерен в соответствии с соотношением Холла — Петча.

В результате РКУП сплава Cu–30 масс. % Zn микроструктура существенно изменилась. После одного прохода РКУП средний размер зерен/субзерен уменьшился с  $120 \pm 20$  мкм до  $50 \pm 7$  мкм, после двух проходов РКУП средний размер структурных элементов составил  $290 \pm 55$  нм. Стоит отметить, что исследования тонкой структуры образцов сплава выявили наличие деформационных двойников, в отличие от чистой меди после такой же деформации. По мере увеличения числа проходов размер двойников в сплаве уменьшился. Дальнейшая прокатка привела к еще большему измельчению структуры. При достижении степени обжатия 90 % средний размер структурных элементов равен  $160 \pm 7$  нм. Наноразмерные зерна/субзерна также содержали деформационные двойники.

Известно, что основным механизмом деформации ГЦК металлов является дислокационное скольжение. Измельчение зерна происходит за счет скольжения, накопления, взаимодействия, пересечения и пространственной перестройки дислокаций. При добавлении атомов цинка в твердый раствор меди ЭДУ уменьшается, и это препятствует перегруппировке (поперечному скольжению и переползанию) дислокаций. Критическое напряжение сдвига для деформации двойникованием становится ниже, чем для скольжения. Следовательно, двойникование становится доминирующим механизмом деформации. Стоит отметить, что проведение РКУП повышает предел прочности с  $168 \pm 11$  МПа в исходном состоянии до  $590 \pm 53$  МПа после двух проходов. Плоская прокатка со степенью обжатия 90 % после двух проходов РКУП позволила повысить предел прочности до  $730 \pm 65$  МПа

или в 4,3 раза по сравнению с исходным состоянием. Сравнивая результаты механических свойств сплава с результатами, полученными для чистой меди, можно сделать вывод о доминирующей роли ЭДУ в формировании высокого уровня предела прочности в сплаве. Сформированные двойниковые границы в сплаве могут разделять исходное зерно на новую, более усовершенствованную микроструктуру. Другими словами, снижение ЭДУ приводит к более развитому измельчению зерна, что, в свою очередь, обеспечивает повышение прочностных характеристик.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ  
в рамках научного проекта № 19–33–90109.*

### **Литература**

1. Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of copper subjected to ECAP with various numbers of passes / N. D. Stepanov [et al.] // Mat. Sci. and Eng. A. 2012. 554. P. 105–115.
2. Microstructure and mechanical properties of Cu and Cu–Zn alloys produced by equal channel angular pressing / Z. J. Zhang [et al.] // Mat. Sci. and Eng. A. 2011. 528. P. 4259–4267.

УДК 669.1

**И. С. Бражников\*, Е. С. Ткачёв, Ю. И. Борисова**

НИУ «БелГУ», г. Белгород

\*vanya.brazhnikov@yandex.ru

## ПРИЧИНЫ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ПОРОГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ 9 %Cr СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ТАНТАЛОМ

В работе представлено исследование пороговых напряжений в 9 %Cr мартенситной стали, легированной танталом. Выявлено, что частицы карбонитридов (Nb, Ta) (C, N) и V (C, N) играют важную роль в дисперсионном упрочнении рассматриваемой стали. Рассчитанное для данных частиц упрочнение по механизму Орована составило 43 МПа.

*Ключевые слова:* ползучесть, мартенситная сталь, пороговые напряжения, электронная микроскопия

**I. S. Brazhnikov, E. S. Tkachev, Yu. I. Borisova**

## ON THE ORIGIN OF THRESHOLD STRESSES IN TA-ADDED 9 %Cr STEEL

The nature of threshold stress in Ta-added 9 %Cr steel was investigated. The particles of (Nb, Ta) (C, N) and V (C, N) carbonitrides plays an important role in dispersion strengthening of the studied steel. The estimated Orowan stress from the MX carbonitrides is found to be a relatively high value of about 43 MPa

*Key words:* Creep, martensitic steel, threshold stress, electron microscopy

**Ж**аропрочность большинства конструкционных жаропрочных сплавов обусловлена упрочнением частицами вторых фаз [1–3]. Известно, что частицы препятствуют движению дислокаций и таким образом затрудняют деформацию материала. При достижении минимального (порогового) напряжения, дислокационная ползучесть в таком материале не развивается [4]. С практической точки зрения обеспечение повышенных пороговых напряжений является важной задачей.

В работе представлено исследование пороговых напряжений в улучшенной 9 %Cr стали 0,1C–9Cr–1,8W–0,6Mo–3Co–Nb–V–0,0013B–0,007N–0,085Ta, легированной танталом.

Эффективные напряжения  $\sigma$  представляют собой разницу между приложенным напряжением  $\sigma_a$  и пороговым напряжением  $\sigma_0$ , связанным с влиянием частиц на подвижность дислокаций:

$$\dot{\varepsilon} = A(\sigma - \sigma_0)^n \exp(-Q / RT), \quad (1)$$

где  $n$  — это степенной показатель ползучести, а  $Q$  — энергия активации самодиффузии. Для расчета пороговых напряжений в исследуемой стали с использованием результатов испытаний на ползучесть были построены зависимости  $\dot{\varepsilon}^{1/n}$  от  $\sigma$  при различных значениях  $n$  (рис. 1).

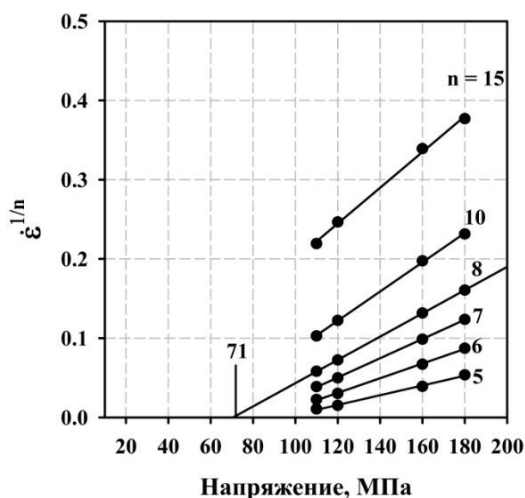


Рис. 1. Зависимость нормированной скорости деформации от напряжений при температуре 650 °C для исследуемой стали

Наилучшая корреляция с линейной зависимостью наблюдается при  $n = 8$  ( $r = 0,998$ ), а соответствующие пороговые напряжения составляют 71 МПа. Микроструктура рассматриваемой стали после термической обработки характеризуется большим количеством дисперсных частиц карбонитридов (Nb, Ta) (C, N) и V (C, N). Данные частицы показывают высокую стойкость к коагуляции при ползучести, их средний размер за 3 738 часов ползучести увеличился с 25 до 28 нм (рис. 2).

Для определения упрочняющего вклада частиц вторых фаз можно воспользоваться известной моделью Орована, описывающей взаимодействие дислокаций с частицами [4]:

$$\sigma_i = 0,3 M G b / 2(1 + \nu) \lambda_i, \quad (2)$$

где  $\lambda_i$  — среднее расстояние между частицами,  $M$  — фактор Тейлора ( $M = 3$ ),  $G$  — модуль сдвига ( $\sim 59$  ГПа при  $650^\circ\text{C}$ ),  $\nu$  — коэффициент Пуассона,  $b$  — длина вектора Бюргерса ( $0,25$  нм). Среднее расстояние между частицами было определено из объемной доли частиц  $f_v$ , рассчитанной в программе ThermoCalc, и их среднего радиуса  $r$  как:

$$N_s = \frac{3f_v}{2\pi r^2}; \quad (3)$$

$$\lambda_i = 0,5 N_s^{-1/2}. \quad (4)$$

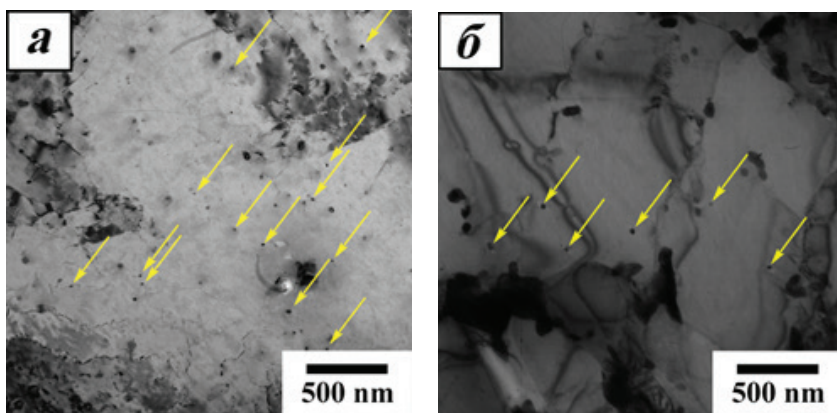


Рис. 2. Микроструктура исследуемой стали после термической обработки (а) и ползучести при напряжении 120 МПа и температуре  $650^\circ\text{C}$  в течение 3738 ч (б) (стрелками указаны отдельные частицы карбонитридов типа MX)

Рассчитанное с использование уравнений (2–4) напряжение Орована от частиц (Nb, Ta) (C, N) и V (C, N) для исследуемой стали составило 43 МПа.

Полученные результаты указывают на значительный вклад частиц карбонитридов типа MX в дисперсионное упрочнение 9 %Cr мартенситной стали, легированной танталом, что, благодаря высокой стойкости данных частиц к коагуляции, обеспечивает относительно высокие пороговые напряжения.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18–38–00052.*

### **Литература**

1. Abe F. Progress in creep-resistant steels for high efficiency coal-fired power plants // Journal of Pressure Vessel Technology. 2016. V. 138. №. 4. P. 40804.
2. Tkachev E., Belyakov A., Kaibyshev R. Creep behavior and microstructural evolution of a 9 % Cr steel with high B and low N contents // Materials Science and Engineering: A. 2018. V. 725. P. 228–241.
3. The role of microstructure in creep strength of 9–12 % Cr steels / R. Kaibyshev [et al.] // Materials Science Forum. Trans Tech Publications, 2017. V. 879. P. 36–41.
4. Dudko V. Belyakov A., Kaibyshev R. Origin of Threshold Stresses in a P92-type Steel // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2016. V. 69. №. 2. P. 223–227.

УДК 669.295:620.172:620.186

**А. Г. Стоцкий\*, Т. В. Яковлева, Г. С. Дьяконов, А. В. Поляков,  
И. П. Семёнова**

Институт физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа

*\*stockii\_andrei@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук И. П. Семёнова

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8M-1 ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

В данной работе особое внимание было уделено исследованию стабильности структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титанового сплава VT8 М-1 в интервале температур 300–550 °С. Показано, что ультрамелкозернистый титановый сплав VT8 М-1 является термостабильным и сохраняет повышенные механические характеристики до температуры 450 °С.

*Ключевые слова:* титановые сплавы, ротационная ковка, механические свойства, термическая стабильность

**A. G. Stotskiy\*, T. V. Yakovleva, G. S. Dyakonov, A. V. Polyakov, I. P. Semenova**

## MECHANICAL BEHAVIOR OF THE TITANIUM ALLOY VT8M-1 AT HIGH TEMPERATURES AFTER ROTARY SWAGING

In this work, special attention was devoted to studying the stability of the structure and mechanical properties of the ultrafine-grained titanium alloy VT8M-1 in the temperature range 300–550 °C. It is shown that the ultrafine-grained titanium alloy VT8M-1 is thermostable and retains increased mechanical characteristics to a temperature of 450 °C.

*Key words:* Titanium alloys, rotary swaging, mechanical properties, thermal stability

**Т**итановые сплавы востребованы в авиационной отрасли, поскольку имеют высокую прочность, малый вес и высокую коррозионную стойкость [1]. В частности, из двухфазного ( $\alpha + \beta$ ) титанового



сплава ВТ8М-1 ( $\text{Ti}-5,3\text{Al}-4,0\text{Mo}-1,2\text{Zr}-1,3\text{Sn}-0,2\text{Si}$ ) изготавливаются лопатки компрессора газотурбинных двигателей [2]. Данный сплав эксплуатируется при температурах до  $450^\circ\text{C}$ . Совершенствование конструкций современных газотурбинных авиационных двигателей предполагает использование материалов с повышенными механическими характеристиками. В этой связи весьма актуальной задачей является разработка материалов с высокими механическими характеристиками, стабильными при длительных температурно-напряженных условиях. Целью данной работы является исследование механических свойств и термостабильности УМЗ сплава ВТ8М-1 при эксплуатационных температурах.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры и механических свойств крупнозернистого (КЗ) и ультрамелкозернистого (УМЗ) сплава ВТ8М-1 при комнатной и повышенных температурах, а также влияние длительных нагревов (до 500 часов) на термостабильность структур сплава в обоих состояниях при максимальной температуре эксплуатации  $450^\circ\text{C}$ . Микроструктура ВТ8 М-1 в КЗ состоянии представляет собой дуплексную структуру, средний размер зерен первичной  $\alpha$ -фазы 3 мкм, объемная доля  $\alpha_{\text{глоб}} \approx 65\%$ . Микроструктура ВТ8 М-1 в УМЗ состоянии представлена вытянутыми зернами первичной  $\alpha$ -фазы шириной 1 мкм и ультрамелкозернистой смесью  $\alpha$  и  $\beta$  фаз со средним размером 0,5 мкм. УМЗ структура сплава ВТ8 М-1 была получена методом ротационнойковки при температуре  $750^\circ\text{C}$ , накопленная истинная степень деформации составила  $\varepsilon = 1,56$ .

Исследована термическая стабильность сплава ВТ8 М-1, проведены длительные (до 500 часов) отжиги сплава в КЗ и РК состояниях. Показано, что УМЗ микроструктура, также, как и КЗ, остается без каких-либо значимых изменений (рис. 1, а, б). Исследование УМЗ структуры методом ПЭМ показало снижение плотности дислокаций и совершенствование границ с увеличением длительности отжига до 500 ч (на рис. 1, в).

Механические испытания сплава ВТ8 М-1 на растяжение показали, что после 100 часового отжига при  $T = 450^\circ\text{C}$  прочность УМЗ и КЗ состояния возрастает примерно на 50 МПа (рис. 2, а). Увеличение длительности отжига до 300 часов приводит к дополнительному повышению прочности КЗ состояния на 50 МПа, а с увеличением длительности выдержки свыше 400 часов наблюдается обратный эффект. Относительное удлинение сплава с КЗ структурой при увеличе-

нии длительности отжига изменяется немонотонно, тогда как в сплаве с УМЗ структурой данный параметр остается примерно на одном и том же уровне (рис. 2, б).

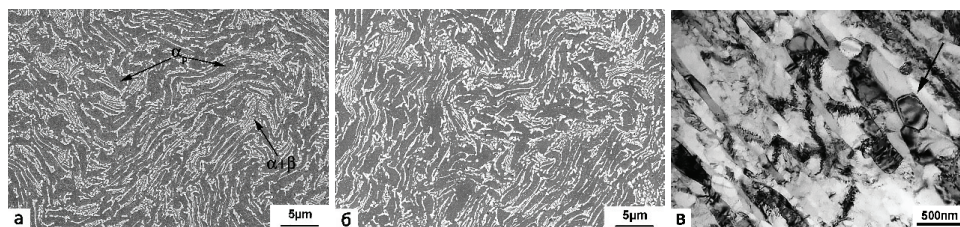


Рис. 1. Микроструктура прутка ВТ8 М-1 после ротационнойковки в поперечном сечении прутка:  
а — до отжига; б — после отжига 500 ч при  $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; в — ПЭМ образца ВТ8 М-1 после отжига 500 ч при  $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а и б — РЭМ, в — ПЭМ)

Механические испытания при повышенных температурах показали, что УМЗ сплав ВТ8 М-1 вплоть до  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$  имеет более высокие прочностные характеристики почти на 200 МПа в сравнении с КЗ аналогом (рис. 2, в). При температурах  $450\text{--}550\text{ }^{\circ}\text{C}$  наблюдается интенсивное разупрочнение УМЗ сплава. Стоит отметить двукратное повышение удлинения УМЗ состояния по сравнению с КЗ при  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (40 и 18 % соответственно) [4].

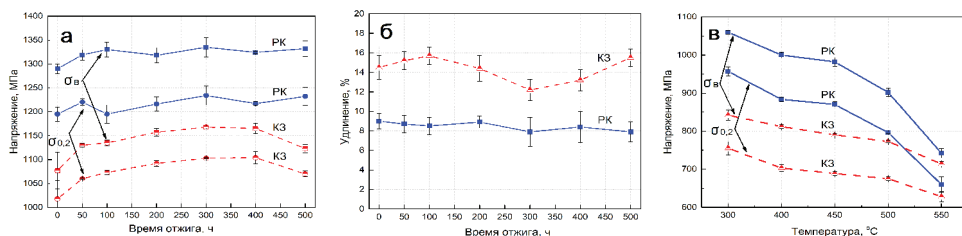


Рис. 2. Механические характеристики сплава ВТ8 М-1 в КЗ и РК состояниях после длительных отжигов при  $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ :

а — изменение  $\sigma_v$  и  $\sigma_{0.2}$ ; б — изменение относительного удлинения до разрушения; в — механические характеристики сплава ВТ8 М-1 при температурах испытания  $300\text{--}550\text{ }^{\circ}\text{C}$

По результатам исследований было показано, что УМЗ сплав ВТ8 М-1 в условиях 500 часовых отжигов является термически ста-

бильным вплоть до 450 °С как по структурным параметрам, так и по механическим свойствам. Механические испытания при 300–550 °С также свидетельствуют о термостабильности УМЗ сплава ВТ8 М-1 при эксплуатационных температурах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ  
(грант № 18-79-10158).*

*Механические испытания выполнены в ЦКП научно-образовательного центра «Нанотех» ФГБОУ ВО УГТУ.*

### **Литература**

1. Moiseyev V. N. Titanium alloys: Russian aircraft and aerospace applications. CRC Press Taylor & Francis Group, 2006. 207 pp.
2. Павлова Т. В., Кашапов О. С., Ночовная Н. А. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. № 5. С. 8–14.
3. Thermal stability of titanium alloy VT8M-1 with ultrafine-grained structure/A. G. Stotskiy [et al.] // The 14<sup>th</sup> World Conf. on Titanium (Nantes). URL: <https://www.titanium2019.com>.
4. Mechanical behavior at elevated temperatures of the ultrafine-grained titanium alloy VT8M-1 processed by rotary swaging / A. G. Stotskiy [et al.] // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2019. V. 672. № 012060. Pp. 1–4.

УДК 544.03

**А. Д. Березнер\*, М. В. Бойцова, Т. Н. Плужникова, В. А. Фёдоров,  
Д. Ю. Федотов, А. В. Яковлев**

Тамбовский государственный университет имени Г. Р. Державина, г. Тамбов

\*a.berezner1009@gmail.com

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. А. Фёдоров

## ВЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr

В работе исследовано влияние УФ излучения на изменение микротвердости поверхности объемных аморфных сплавов  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$ . Обсуждены возможные механизмы влияния УФ на механические свойства.

*Ключевые слова:* излучение, микротвердость, аморфы, время выдержки

**A. D. Berezner, M. V. Boitsova, T. N. Pluzhnikova, V. A. Fedorov,  
D. Yu. Fedotov, A. V. Yakovlev**

## THE EFFECT OF UV RADIATION ON THE MICROHARDNESS OF Zr-BASED BULK AMORPHOUS ALLOYS

Influence of the UV-irradiation on changing of surface microhardness in  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$  bulk amorphous alloys has been investigated in this work. The possible mechanisms of UV influence on mechanical properties have been discussed.

*Key words:* radiation, microhardness, amorphous systems, holding time

**В**лияние ультрафиолетового (УФ) излучения на различные конструкционные и полимерные материалы достаточно хорошо изучено на сегодняшний день. Установлено, например, что УФ приводит к ухудшению механических свойств и прочности пластмассовых изделий, повышению их хрупкости и выгоранию [1–3]. Однако работ, посвященных влиянию УФ-излучения на прочностные характеристики объемных аморфных металлических сплавов практически нет.

Цель работы: исследование микротвердости объемных аморфных

сплавов, находящихся в неравновесном структурном состоянии при воздействии УФ излучения.

В работе использовали объемные аморфные сплавы на основе циркония ( $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$ ). Облучение образцов проводили с использованием ртутно-кварцевой лампы ПРК-2. Длина волны ультрафиолетового излучения  $\lambda = 250\text{--}410$  нм. Время облучения варьировалось от 1 до 7 часов. После каждого часа облучения образцы индентировали на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 100 грамм. Во всех экспериментах температура образцов оставалась постоянной.

Экспериментально установлено, что при воздействии УФ излучения происходит незначительное изменение микротвердости ( $\sim 10\%$ ) при длительных временах выдержки. Зависимость носит нелинейный характер (рис.).

Сплав  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$  многокомпонентный. При УФ облучении образуется активный кислород и компоненты сплава могут вступать с ним в реакцию. В частности, возможно образование окислов алюминия на поверхности сплава, согласно электрохимическому ряду напряжений. Это, в свою очередь, приводит к небольшому уменьшению микротвердости.

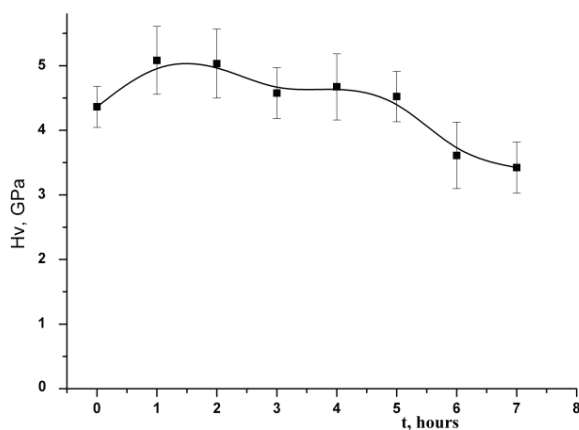


Рис. Зависимость микротвердости объемного аморфного сплава на основе циркония от времени предварительного облучения УФ

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ  
(грант № 18–01–00513\_a).*

## Литература

1. Лаврентьев В. В. О возможности применения УФ-излучения для стабилизации и улучшения свойств окрашенных полимеров // Современные наукоемкие технологии. 2004. № 5. С. 33–34.
2. К вопросу о методике оценки стойкости полимерных материалов к воздействию солнечного излучения (обзор) / М. Р. Павлов [и др.] // Труды ВИАМ. 2016. № 7. С. 98–111.
3. Каблов Е. Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33.

УДК: 669.295

**М. А. Рябцева<sup>1\*</sup>, Н. А. Ночовная<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва

<sup>2</sup> Всероссийский институт авиационных материалов, г. Москва

\* *maria.ryabtseva@gmail.com*

Научный руководитель — ст. науч. сотр., д-р техн. наук Н. А. Ночовная

## **ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ ОПЫТНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ АЛЮМИНИЯ**

В работе рассмотрены вопросы изменения характеристик пластичности опытного интерметаллидного сплава в зависимости от содержания алюминия. На основе проведенных исследований (анализа структуры и определения механических свойств) показано, что относительное удлинение (пластичность) в экспериментальном сплаве может изменяться практически в 2 раза в зависимости от содержания алюминия в пределах интервала легирования.

*Ключевые слова:* титановый сплав, интерметаллидный сплав, пластичность, структура, механические свойства

**М. А. Ryabtseva, N. A. Nochovnaya**

## **EFFECT OF ALUMINIUM CONTENT ON PLASTICITY CHARACTERISTICS OF AN EXPERIMENTAL INTERMETALLIC TITANIUM ALLOY**

The paper considers the issues of changing the plasticity characteristics of an experimental intermetallic alloy depending on the aluminum content. Based on the conducted studies (analysis of the structure and determination of mechanical properties), it was shown that plasticity in the experimental alloy can vary almost twice depending on the aluminum content within the alloying interval.

*Key words:* titanium alloy, intermetallic alloy, plasticity, structure, mechanical characteristics

**Т**итановые интерметаллидные сплавы являются одними из наиболее перспективных конструкционных сплавов, позволяющих

обеспечить требуемые тактико-технические характеристики изделий для авиации. Поскольку алюминий является одним из ключевых элементов, входящих в состав интерметаллида, определение влияния его содержания, в первую очередь, на характеристики пластичности, является одним из основополагающих вопросов в материаловедении интерметаллидных орто-сплавов на основе титана [1].

Исследования проводили на деформированных заготовках, полученных из опытных слитков, содержание алюминия в которых изменялось от 8 до 11 %. Слитки получали методом 3-хкратного вакуумно-дугового переплава в вакуумной дуговой печи ВД5 М. Химический состав слитков экспериментального интерметаллидного орто-сплава выбран следующий: Ti–(8–11)Al–41Nb–1,5Zr–1,3V–0,7Mo–0,2 Si (масс. %).

Темплеты были подвергнуты термической обработке по режиму ступенчатого двойного отжига. Термическую обработку проводили в вакуумной камерной печи с экранной изоляцией ВЕГА-8.

Для изучения структуры из деформированных заготовок вырезались образцы размером 12×12 мм. Механические свойства определены на универсальных испытательных машинах типа MTS-5 т. Скорость нагружения 0,5 мм/мин. Температура испытания 20 °С.

Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе Olympus GX51 при увеличениях от ×200 до ×1000 по методу светлого поля с использованием цифрового приемника изображения.

Для исследования влияния содержания алюминия на уровень механических свойств экспериментальных композиций орто-сплава были проведены испытания по определению механических свойств. Результаты испытаний композиций K1, K2, K3 и в исходном деформированном состоянии и после термической обработки приведены в табл. и на рис. 1.

*Таблица 1*

Результаты механических испытаний композиций K1, K2, и K3 в исходном деформированном состоянии и после термической обработки

Показатели	Композиция сплава с 8 % Al (K1)		Композиция сплава с 10 % Al (K2)		Композиция сплава со 11 % Al (K3)	
	исх	т/о	исх	т/о	исх	т/о
$\sigma_B^{20}$ , МПа	1245	1125	1275	1115	1415	1175
$\delta^{20}$ , %	1,2	4,5	0,9	2,6	0,6	1,8
$\psi^{20}$ , %	2,45	6,2	2,0	4,3	2,9	10,0



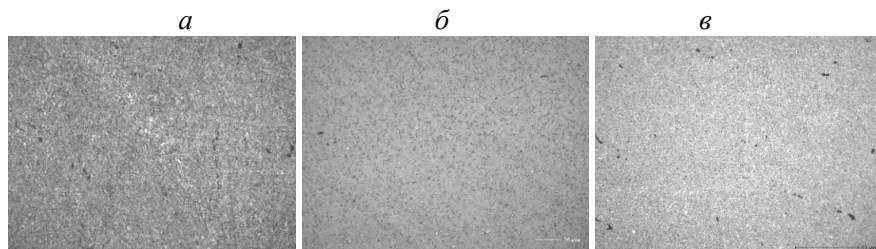


Рис. 1. Механические свойства композиций интерметаллидного титанового орто-сплава:  
а — KC1 (8 % Al), б — KC2 (10 % Al), в — KC3 (11 % Al)

Композиция К3 отличается от других составов более крупными глобулами и более мелкодисперсными пластинами О-фазы. При сравнении изображений микроструктуры с различным содержанием алюминия (рис. 1) и композиций К1-К3 (рис. 2) отчетливо видно, что введение максимального количества алюминия 11 % приводит к увеличению пластинчатых выделений О-фазы, образующихся в процессе термической обработки.

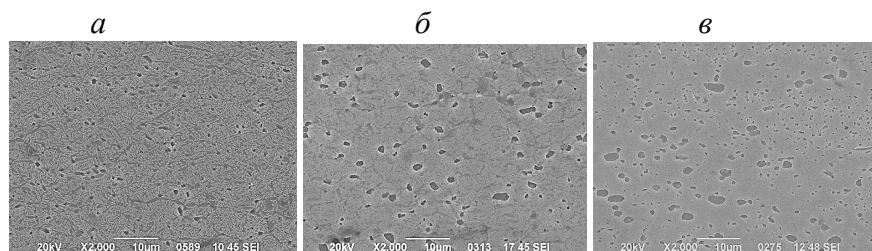


Рис. 2. Механические свойства композиций интерметаллидного титанового орто-сплава:  
а — KC1 (8 % Al), б — KC2 (10 % Al), в — KC3 (11 % Al)

Глобулярная О-фаза формируется в структуре плит исследуемых композиций в процессе деформационной обработки и выделяется равномерно по всему объему зерен В2-фазы. После термической обработки количество глобулей О-фазы во всех композициях уменьшается, а их размер незначительно возрастает; одновременно в матрице первичной В2-фазы выделяются мелкодисперсные разориентированные пластины О-фазы. В структуре композиций KC2 (10 %) и KC3 (11 %) О-фаза выделяется по границам В2-зерен в виде «оторочки»,

в то время как в структуре КС1 (8 %) такая «оторочка» отсутствует, что объясняет более высокий уровень пластичности при комнатной температуре.

### **Литература**

1. Металлография титановых сплавов / Н. Ф. Аношкин [и др.]. М. : Металлургия, 1980. 464 с.

УДК 621.791.92:621.793.09

**Е. П. Николаева<sup>1</sup>, Н. Н. Соболева<sup>2\*</sup>, А. В. Макаров<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

\*natashasoboleva@list.ru

## ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ИНДЕНТОРОМ ИЗ DBN НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ NiCrBSi–Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> ПОКРЫТИЯ

В работе приведен сравнительный анализ характеристик NiCrBSi–Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> покрытия после шлифовки и фрикционной обработки индентором из кубического нитрида бора при нагрузках 300–700 Н. Установлено наибольшее упрочнение поверхности после фрикционной обработки при нагрузке 700 Н, однако в результате обработки по такому режиму наблюдается разрушение карбидов Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> на поверхности покрытия.

*Ключевые слова:* лазерная наплавка, NiCrBSi, карбид хрома Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, композиционное покрытие, фрикционная обработка, шероховатость поверхности, микротвердость

**E. P. Nikolaeva, N. N. Soboleva, A. V. Makarov**

## INFLUENCE OF FRICTIONAL TREATMENT WITH A DBN INDENTER ON MICROMECHANICAL CHARACTERISTICS AND SURFACE QUALITY OF THE NiCrBSi–Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> COATING

The paper presents a comparative analysis of the characteristics of the NiCrBSi–Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coating after grinding and frictional treatment with a cubic boron nitride indenter at loads of 300–700 N. The surface hardening is highest after treatment at a load of 700 N, however, the Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> destruction is observed.

*Key words:* laser cladding, NiCrBSi, chromium carbide Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, composite coating, frictional treatment, surface roughness, hardness

**В** современном машиностроении для продления срока службы изделий широкое применение находят восстановительные и упроч-

няющие покрытия, которые возможно получить с помощью лазерной наплавки [1].

Композиционные материалы, состоящие из металлической основы и упрочняющих карбидов, сочетают в себе достоинства всех компонентов и демонстрируют высокую и стабильную износостойкость в широком диапазоне условий абразивного воздействия [2]. Композиционные покрытия, сформированные из смеси порошков системы NiCrBSi и карбидов  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , способны эффективно сопротивляться износу, коррозии и окислению при высоких температурах и благодаря этому могут использоваться в авиационной и других высокотехнологичных отраслях промышленности [3; 4].

Одним из эффективных методов поверхностного пластического деформирования NiCrBSi покрытий является фрикционная обработка скользящими инденторами [5]. Фрикционная обработка может применяться как способ наноструктурирования высокопрочных и труднодеформируемых металлических материалов, обеспечивая при этом высокую чистоту обработки поверхности [6; 7].

Целью работы являлось изучение возможности улучшения характеристик поверхности композиционного покрытия NiCrBSi– $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , сформированного газопорошковой лазерной наплавкой, в результате проведения фрикционной обработки.

По результатам измерения микротвердости установлено, что фрикционная обработка индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора DBN на воздухе при нагрузках на индентор 350–700 Н приводит к повышению средней микротвердости NiCrBSi– $\text{Cr}_3\text{C}_2$  покрытия по сравнению с микротвердостью покрытия в шлифованном состоянии. После фрикционной обработки растут также значения твердости вдавливания при максимальной нагрузке и твердости по Мартенсу, измеренные при инструментальном микроиндентировании. При этом наибольшее упрочнение поверхности достигается после обработке при нагрузке 700 Н.

Анализ профилей поверхностей покрытия показал, что после фрикционной обработки при нагрузках 350–500 Н наблюдаются меньшие значения параметров шероховатости, чем после фрикционной обработки при нагрузке 700 Н или шлифовки.

При изучении 3D профилей поверхностей выявлено, что фрикционная обработка при нагрузке 700 Н приводит к удалению отдельных крупных карбидов хрома, в то время как после фрикционной обработки

при нагрузке 350 Н на поверхности сохраняются крупные высокопрочные карбиды хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , присутствовавшие в структуре покрытия [8].

Таким образом, для композиционного  $\text{NiCrBSi-Cr}_3\text{C}_2$  покрытия при проведении фрикционной обработки индентором из DBN на воздухе предпочтительным является использование нагрузок на индентор, обеспечивающих сохранение на поверхности высокопрочных карбидов хрома, даже если при этом не достигается максимальное деформационное упрочнение поверхностного слоя.

*Работа выполнена по гранту МК-391.2019.8 при финансовой поддержке фонда Президента РФ и в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18–118020790147–4 и ИФМ УрО РАН по темам № АААА-А18–118020190116–6 и «Лазер». Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

## Литература

1. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки: учебное пособие для вузов. М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. 664 с.
2. Структура и абразивная износостойкость композитов тугоплавких карбид — металлическая матрица / Г. А. Прибытков [и др.] // Физическая мезомеханика. 2004. № 7. С. 419–422.
3. Advanced chromium carbide-based hardfacings / A. Zikin [et al.] // Surface and coatings technology. 2012. V. 206. P. 4270–4279.
4. High temperature corrosion studies of cermet particle reinforced  $\text{NiCrBSi}$  hardfacings / H. Rojacz [et al.] // Surface and coatings technology. 2013. V. 206. P. 90–96.
5. Соболева Н. Н., Макаров А. В., Малыгина И. Ю. Упрочняющая фрикционная обработка  $\text{NiCrBSi}$  лазерного покрытия // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2013. № 4 (61). С. 79–85.
6. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров [и др.] // Трение и износ. 2012. Т. 33. № 6. С. 587–598.
7. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12Х18Н10Т наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров [и др.] // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2015. № 4 (69). С. 80–92.
8. Eddy-current testing of fatigue degradation upon contact fatigue loading of gas powder laser clad  $\text{NiCrBSi-Cr}_3\text{C}_2$  composite coating / R. A. Savrai [et al.] // AIP Conference Proceedings. 2017. V. 1915. № 040049. 4 p.

УДК 621.791.92:621.793.09

**А. К. Степченков<sup>1,2\*</sup>, А. В. Макаров<sup>1,2</sup>, Н. Н. Соболева<sup>2</sup>, А. А. Вопнерук<sup>3</sup>,  
А. Б. Котельников<sup>3\*</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>3</sup> НПП «Машпром», г. Екатеринбург

\*alexander.stepchenkov@gmail.com

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ NiBSi ПОКРЫТИЯ

Исследовано влияние высокотемпературной термической обработки на структуру и микротвердость NiBSi покрытия, сформированного газотермическим напылением. Установлено, что проведение отжига при температуре 1025 °С, приводящего к укрупнению упрочняющей фазы  $Ni_3B$ , повышает термическую стабильность покрытия при нагреве до 900 °С.

*Ключевые слова:* NiBSi покрытие, термическая обработка, газотермическое напыление, твердость, структура

**A. K. Stepchenkov, A. V. Makarov, N. N. Sobleva, A. A. Vopneruk,  
A. B. Kotelnikov**

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF THE NIBSI COATING

The effect of high-temperature heat treatment on the structure and microhardness of a NiBSi thermal spray coating was investigated. It was found that annealing at a temperature of 1025 °C, leading to the enlargement of the strengthening  $Ni_3B$  phase, increases the thermal stability of the coating when heated to 900 °C.

*Key words:* NiBSi coating, heat treatment, thermal spraying, hardness, structure

**Ш**ирокое промышленное применение покрытий на основе никеля обусловлено их высокой стойкостью к коррозии, износу и высокотемпературному окислению [1; 2]. Указанные функциональные покрытия активно используют для восстановления поверхностей деталей машин, а также для повышения показателей надежности и дол-

говечности новых деталей. Добавление в состав никелевых сплавов таких упрочняющих частиц как карбид вольфрама WC придает покрытию повышенную стойкость к различным видам износа. Поэтому область применения композиционных покрытий NiBSi — WC обширна: оборудование для бурения нефтяных и газовых скважин, сельскохозяйственная техника, стенки кристаллизаторов непрерывного литья заготовок, валки для прокатных станов и прочее [3]. В связи с этим актуальной задачей является поиск путей улучшения эксплуатационных характеристик NiBSi покрытий.

Один из эффективных способов повышения термической стабильности покрытий на никелевой основе заключается в проведении после лазерной наплавки стабилизирующего отжига при температурах 1000–1075 °C [4–6]. В результате такой обработки в структуре NiCrBSi покрытия формируются относительно крупные упрочняющие частицы карбидов и боридов хрома, образующие на поверхности высокопрочный износостойкий каркас, что позволяет сохранять повышенные уровни твердости и износостойкости покрытия при нагреве до температур 950–1000 °C [7].

Целью работы явилось изучение эффективности предложенного подхода (с проведением высокотемпературного отжига) применительно к покрытию другой системы легирования (NiBSi), не содержащей хрома, соединения которого (карбиды и бориды) обеспечивают повышенные характеристики твердости, теплостойкости и износостойкости покрытию системы NiCrBSi, подвергнутому отжигу.

Материалом для покрытия служила смесь карбида вольфрама в количестве 20 % и самофлюсующегося порошка системы Ni–B–Si. Покрытие формировали на подложке из хромциркониевой бронзы методом газотермического напыления. Образцы с напыленным покрытием подвергали нагреву до температуры 1025 °C с последующим медленным охлаждением (высокотемпературный отжиг). Дополнительное термическое воздействие заключалось в нагреве образцов до 900 °C с последующим охлаждением на воздухе. Микротвердость по методу восстановленного отпечатка измеряли на микротвердомере ShimadzuHNV-G21 при нагрузке 0,49 Н. Исследования микроструктуры и фазового состава проводили на сканирующем электронном микроскопе TescanVEGA II XMU.

Исследования структуры выявили, что высокотемпературный отжиг газотермического покрытия не вызывает существенных измене-



ний в фазовом составе, который состоит из  $\gamma$ -твердого раствора на основе никеля, боридов никеля  $Ni_3B$  и карбоборидов вольфрама. Однако в результате отжига отмечается значительное увеличение размера боридов никеля и уменьшение количества несплошностей в покрытии.

В напыленном состоянии средняя микротвердость исследуемого покрытия составляет  $550 \pm 80 HV_{0,05}$ . После проведения отжига при температуре  $1025^\circ C$  уровень средней микротвердости снижается до  $470 \pm 50 HV_{0,05}$ . Однако положительный эффект проведения высокотемпературной термической обработки проявляется при последующем нагреве образцов до  $900^\circ C$ . Так, если средняя микротвердость напыленного покрытия после нагрева до  $900^\circ C$  уменьшается до  $410 \pm 80 HV_{0,05}$ , то в случае покрытия, подвергнутого высокотемпературному отжигу, значение микротвердости не изменяется и составляет  $470 \pm 60 HV_{0,05}$ .

Следовательно, высокотемпературный отжиг газотермического покрытия  $NiBSi$ , вызывающий укрупнение упрочняющей фазы  $Ni_3B$ , приводит к повышению термической стабильности покрытия и, таким образом, является стабилизирующим отжигом, подобно отжигу лазерных покрытий  $NiCrBSi$ , для которых стабилизирующее действие отжига связано с укрупнением карбидов и боридов хрома.

*Работа выполнена в рамках государственных заданий для ИФМ УрО РАН по темам «Структура» (№ АААА-А18–118020190116–6), «Лазер» и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18–118020790147–4.*

*Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

### **Литература**

1. Automatic remelting and enhanced mechanical performance of a plasma sprayed  $NiCrBSi$  coating / L. Chen [et al.] // Surface and Coatings Technology. 2019. V. 369. P. 31–43.
2. Enhanced corrosion and wear resistance properties of carbon fiber reinforced Ni-based composite coating by laser cladding / J. Lei [et al.] // Surface and Coatings Technology. 2018. V. 3334. P. 274–285.
3. Sheppard P., Koiprasert H. Effect of W dissolution in  $NiCrBSi-WC$  and  $NiBSi-WC$  arc sprayed coatings on wear behaviors//Wear. 2014. V. 317. I (1–2). P. 194–200.
4. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической об-



работкой / А. В. Макаров [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 3. С. 39–46.

5. Способ получения теплостойкого покрытия: пат. 2492980 Рос. Федерация: МПКВ 23 К 26/34, В 23 К 26/14 / А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева. Бюл. № 26. 6 с.

6. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating with high-temperature processing / A. V. Makarov [et al.] // Journal of Crystal Growth. 2019. V. 525. 125200.

7. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications / A. V. Makarov [et al.] // Letters on Materials. 2019. V. 9. I (4). P. 470–474.

УДК 669.018.25:620.193.27

**Е. А. Меркушкин<sup>\*</sup>, М. А. Сержанин, А. С. Кириллова**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>\*</sup>evgenmerk89@mail.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. В. Березовская

## ЛОКАЛЬНАЯ КОРРОЗИЯ CR-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ УГЛЕРОДОМ И АЗОТОМ

Исследовали структуру и механические свойства высокоазотистой мартенситной стали 30X15AM. Склонность стали к питтинговой и межкристаллитной коррозии изучали методом металлографического анализа поверхности, подвергнутой коррозии, с использованием программы SIAMS 800 Photolab в сравнении со стандартными электрохимическими методами. Обе методики показали высокую стойкость стали к данным видам локальной коррозии.

*Ключевые слова:* высокоазотистая мартенситная сталь, питтинговая коррозия, межкристаллитная коррозия, потенциодинамическая поляризация, потенциал питтингообразования, количество электричества

**E. A. Merkushkin, M. A. Serzhanin, A. S. Kirillova**

## LOCAL CORROSION OF CR-MARTENSITIC STEEL ALLOYED WITH CARBON AND NITROGEN

The structure and mechanical properties of high-nitrogen martensitic steel 30X15AM were investigated. The tendency of steel to pitting and intergranular corrosion was studied by the method of metallographic analysis of the surface subjected to corrosion using the SIAMS 800 Photolab program in comparison with standard electrochemical methods. Both methods showed high resistance of steel to these types of local corrosion.

*Key words:* high nitrogen martensitic steel, pitting corrosion, intergranular corrosion, potentiodynamic polarization, pitting potential, electric charge

**М**артенситная сталь 30X15AM, легированная углеродом и азотом, обладает повышенной твердостью, вязкостью, долговечностью и коррозионной стойкостью по сравнению с чисто углероди-

стыми сталями данного класса. Однако имеющиеся научные данные по коррозионной стойкости в основном касаются общей коррозии, хотя во многих применениях сталь контактирует со средой, способной вызвать локальную коррозию.

Цель работы: исследовать чувствительность стали к питтинговой и межкристаллитной коррозии после горячейковки при 1100–970 °С (ГК), аустенитизации в течение 1 ч при 1020 °С и закалки в масле (З). Химический состав исследованной стали следующий, масс. %: 0,31 С; 0,57 Si; 0,44 Mn; 0,014 P; 0,002 S; 15,35 Cr; 0,96 Mo; 0,18 Ni; 0,008 Al; 0,37 N; 0,04 V; 0,003 Ti; 0,07 Cu.

Микроструктуру стали изучали на металлографическом микроскопе Альтами MET 1 с использованием видеокамеры GX51 SIMAGIS 2M при поддержке программы Siam Photolab. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в Сг К $\alpha$ -излучении. Анализ характера разрушения стали проводили на растровом электронном микроскопе TESCAN с использованием вакуумной камеры VEGA II XMU.

Коррозионные свойства стали оценивали стандартными электрохимическими методами: питтинговой коррозии (ПК) — по ГОСТ 9.912 в 3,5 %-ном растворе NaCl, межкристаллитной коррозии (МКК) — по ГОСТ 9.914 в растворе 0,5 М H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> и 0,01 М KSCN. После испытания коррозионных свойств поверхность образцов анализировали металлографическим методом.

Механические свойства стали 30X15 АМ соответствовали значениям  $\sigma_{0,2}$  = 390 МПа;  $\sigma_B$  = 790 МПа;  $\delta_5$  = 2,6 %;  $\psi$  = 0,4 %. Разрушение протекало преимущественно квазисколом с элементами межзеренного разрушения. В структуре стали после закалки выявлено 35 % мартенсита и 65 % метастабильного аустенита, а после механических испытаний в результате мартенситного превращения: 88 % мартенсита и 12 % аустенита.

Экспериментально полученные кривые питтинговой коррозии стали 30X15 АМ показаны на рис. 1. Потенциал питтингообразования ( $E_b$ ) составил 440 мВ, репассивация питтингов происходила медленно, потенциал репассивации ( $E_p$ ) составил –20 мВ. Полученные характеристики питтинговой коррозии приведены в табл. 2.

Потенциодинамические кривые поляризации и реактивации при исследовании МКК стали приведены на рис. 2. Количество электричества, прошедшее через образец-анод, при пассивации (QP) и ре-

активации (QR) определяли по площади под кривыми пассивации (I) и реактивации (II). Результаты электрохимических исследований МКК приведены в табл. 1. Отношение QR/QП составило 0,08, что свидетельствует о стойкости стали против МКК, так как согласно ГОСТ 9.914 сталь не склонна к МКК при значениях этой величины  $< 0,11$ .

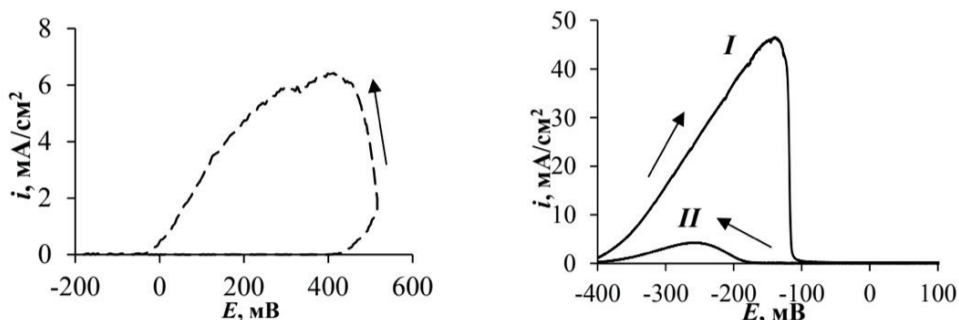


Рис. 1. Анодные поляризационные кривые стали 30X15 AM:  
а — питтинговой коррозии; б — пассивации (I) и реактивации (II)  
при межкристаллитной коррозии

Таблица 1

Результаты электрохимических исследований ПК  
и МКК стали 30X15AM

Вид обработки	$E_{\text{сog}}$	$E_{\text{b}}$	$E_{\text{гр}}$	$Q_{\text{P}}$	$Q_{\text{П}}$	$i_{\text{П}}$	$i_{\text{P}}$	$Q_{\text{P}}/Q_{\text{П}}$	$i_{\text{P}}/i_{\text{П}}$
	мВ			мА/см <sup>2</sup> × мВ		мА/см <sup>2</sup>			
ГК+З	−31	440	−24	5	69	46	4	0,08	0,09

На рис. 2, а показана поверхность закаленной стали после испытаний ПК; на рис. 2, б — поперечный шлиф образца после испытаний МКК. Анализ изображения ПК поверхности показал, что вытравливание стали происходит вблизи выделений карбидов хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , но глубокого проникновения повреждений не происходит, что согласуется с результатами поляризационных исследований.

Анализ поверхности стали в трех полях зрения (табл. 2) показал, что разрушение произошло на максимальную глубину менее 30 мкм, что в соответствии с ГОСТ 6032 свидетельствует о стойкости стали против МКК.

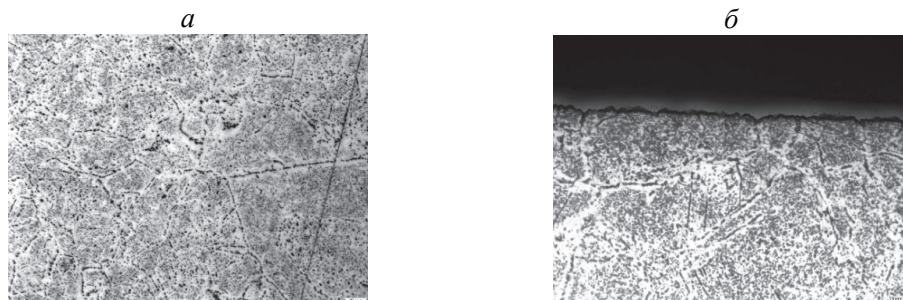


Рис. 2. Структура образца стали 30X15AM:  
*a* — поверхность после ПК; *б* — поперечный разрез после МКК

Таблица 2

Результаты анализа изображений МКК в программе SIAMS 800

Режим ТО	Максимальная глубина коррозии $h$ , мкм			Среднее значение
	Поле зрения 1	Поле зрения 2	Поле зрения 3	
ГК+З	3,6	5,9	4,7	4,7

Таким образом, металлографический метод оценки локальной коррозии согласуется со стандартным электрохимическим.

УДК 669.018

**С. О. Морозов, М. А. Глебова\*, А. А. Потапова, С. М. Никифорова**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*mariacaptain1@gmail.com*

Научный руководитель — проф. М. А. Филиппов

## ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКОЙ

Дополнительным резервом повышения абразивной износостойкости сталей перлитного класса (У12, 70ХГМЛ, 150ХНМЛ) — служит высокотемпературная закалка с образованием в структуре метастабильного аустенита.

Максимальная износостойкость при абразивном изнашивании достигается после высокотемпературной закалки (1150 °С) в масле, формирующей мартенситную структуру с метастабильным аустенитом, при изнашивании превращающимся в мартенсит с высокой способностью к фрикционному упрочнению.

*Ключевые слова:* износостойкость, инструментальные стали, высокотемпературная закалка, метастабильный аустенит

## INCREASING ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF INSTRUMENTAL STEELS HIGH-TEMPERATURE HARDENING

An additional reserve for increasing the abrasive wear resistance of pearlite class steels (U12, 70KHGML, 150KHNMML) is high-temperature hardening with the formation of metastable austenite in the structure.

The maximum wear resistance during abrasive wear is achieved after high-temperature hardening (1150 °C) in oil, which forms a martensitic structure with metastable austenite, which, when wear out, turns into martensite with a high ability to frictional hardening.

*Key words:* wear resistance, instrumental steels, hightemperature hadening metastable austenite

Одно из направлений решения актуальной проблемы повышения абразивной износостойкости машин горно-металлургиче-

ской и нефтедобывающей промышленности состоит в использовании метастабильного аустенита как диссипативной структуры со способностью к интенсивному упрочнению при фрикционном воздействии [1; 2]. Разработаны метастабильные аустенитные стали (МАС), применение которых для бронефутеровочных плит позволило повысить их износостойкость (в 1,5 раза) и сопротивление расклепыванию в условиях ударно-абразивного изнашивания. Такой эффект связан с тем, что образование кристаллов мартенсита деформации до 40–50 % способствует повышению микротвердости рабочей поверхности МАС до 10 ГПа в стали 120Г7ХЛ вместо 6 ГПа в стабильной аустенитной стали 110Г13Л [3], однако возможности использования метастабильного остаточного аустенита в сталях перлитного класса для повышения их износостойкости мало изучены.

В работе проанализировано поведение остаточного аустенита после различных режимов термической обработки в условиях абразивного изнашивания в углеродистых и хромисто-углеродистых износостойких сталях перлитного класса — У12, 150ХНМЛ и 70ХГМЛ. Показаны особенности формирования фазового состава и тонкой структуры фаз на рабочей поверхности образцов после высокотемпературной закалки и их влияние на абразивную износостойкость.

*Таблица*

Твердость и износостойкость стали У12

Режим ТО	Твердость HRC/HRB	Потеря массы, г	Относительная износостойкость
Нормализация, нагрев 950 °С, охл. на воздухе	28/269	$\Delta M = 0,440$	1,0
Закалка, 1000 °С, вода	61/627	$\Delta M = 0,240$	1,83
Закалка, 1050 °С, вода	60/611	—	—
Закалка, 1100 °С, вода	58/582	$\Delta M = 0,200$	2,20
Закалка, 1150 °С, вода	55/542	$\Delta M = 0,200$	2,20

Повышение температуры закалки от 900 до 1150 °С приводит к образованию значительного количества углеродистого метастабильного остаточного аустенита (до 20 % в стали У12 и до 85 % — в стали 150ХНМЛ), превращение которого в мартенсит происходит на поверхности изнашивания, что вызывает сильное упрочнение рабочей поверхности (микротвердость рабочей поверхности обеих изученных

сталей после изнашивания достигает значений  $HV_{50} = 10,5\text{--}11$  ГПа) и, как следствие, повышение абразивной износостойкости, несмотря на снижение их начальной твердости после закалки. При этом, если в стали У12 рост абразивной износостойкости происходит до температуры закалки  $1100^\circ\text{C}$ , достигая насыщения при этой температуре (см. таблицу), то в легированных сталях повышение абразивной износостойкости происходит до температуры закалки  $1150^\circ\text{C}$ .

Электронно-микроскопическое исследование тонкой структуры рабочей поверхности образцов стали 150ХНМЛ после абразивного изнашивания показало, что деформация в процессе изнашивания происходит не только по механизму скольжения с увеличением плотности дислокаций, но и путем механического множественного двойникования. Наряду с двойниками деформации на рабочей поверхности при прохождении твердых частиц абразива образуются группы параллельных микрокристаллических и нанокристаллических кристаллов мартенсита деформации.

Формирующаяся на рабочей поверхности после высокотемпературной закалки и первых циклов фрикционного воздействия микро- и нанокристаллическая диссипативная вторичная структура с чередующимися кристаллами аустенита и мартенсита, обладает способностью к релаксации напряжений в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, высокой склонностью к фрикционному упрочнению и абразивной износостойкостью. Такая структура с чередующимися нанокристаллическими участками мартенсита и остаточного аустенита представляет собой синергетическую систему, сохраняющую способность к воспроизводству при повторяющихся циклах абразивного изнашивания рабочей поверхности, когда достигается критический уровень напряжений в участках аустенита, на дне царапин образуются новые ряды кристаллов мартенсита и поддерживается высокий уровень упрочнения рабочей поверхности.

Абразивная износостойкость стали 70ХГМЛ с такой микроструктурой на 40 % превышает абразивную износостойкость стали 110 Г13Л, стали У12 — в 1,5, а стали 150ХНМЛ — в 3 раза.

### Литература

1. Счастливцев В. М., Филиппов М. А. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева—Минца при выборе износостойких материалов // Металлургия. 2005. № 1 (595). С. 6—9.



2. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали / А. В. Макаров [и др.] // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 110, № 5. С. 530–544.

3. Филиппов М. А., Филиппенков А. А., Плотников Г. Н. Износостойкие стали для отливок. М. : Металлургия, 2009. 358 с.

УДК 620.178.73

**Е. А. Руденя\*, И. В. Иванов**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

\*katya.rudenya@mail.ru

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук И. А. Батаев

## ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СТЕРЖНЯ И СТАЛЬНОЙ МИШЕНИ

В работе исследованы механические свойства титанового стержня при его ударной пластической деформации. Было показано, что напряженное состояние и уровень пластической деформации в образце Тейлора неоднородны. Полученные в результате моделирования данные соотносятся с экспериментальными.

*Ключевые слова:* титан, высокоскоростная деформация, тест Тейлора, механические свойства, микротвердость

**E. A. Rudenya, I. V. Ivanov**

## THE INFLUENCE OF HIGH-SPEED DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM ROD AND STEEL TARGET

The mechanical properties of titanium rod under its impact plastic deformation were investigated. It was shown that the stress state and the level of plastic deformation in the Taylor sample are inhomogeneous. The data obtained as a result of modeling correlate with experimental data.

*Key words:* titanium, high-rate deformation, Taylor test, mechanical properties, microhardness

Исследования формирования структур при высокоскоростных деформациях имеют важное значение, поскольку позволяют установить общие закономерности и механизмы деформирования. Примером простого и удобного метода определения прочностных свойств материала в условиях высокоскоростного деформирования является тест Тейлора. Этот метод основан на предположении об одномерно-

сти распространения упругопластических волн в цилиндрическом образце при его соударении с жесткой преградой. Испытания позволяют достичь высоких скоростей деформации (100–300 м/с) [1].

Целью работы являлось исследование механических свойств титанового стержня и стальной мишени в результате ударной пластической деформации.

Тест Тейлора проводили на пороховой пушке. Скорость удара составила около 234 м/с. Исходным образцом являлся цилиндр из технически чистого титана. Длина образца составляла 80 мм, диаметр — 10 мм. Мишень была выполнена из стали марки SS400 (аналог в России — Ст4 пс).

Подобно эксперименту на одноосное сжатие, образец после теста Тейлора пластически деформируется, сжимаясь в осевом направлении и расширяясь в радиальном. На рис. 1, *а* представлен образец после динамического испытания. На рис. 1, *б* представлена модель образца.

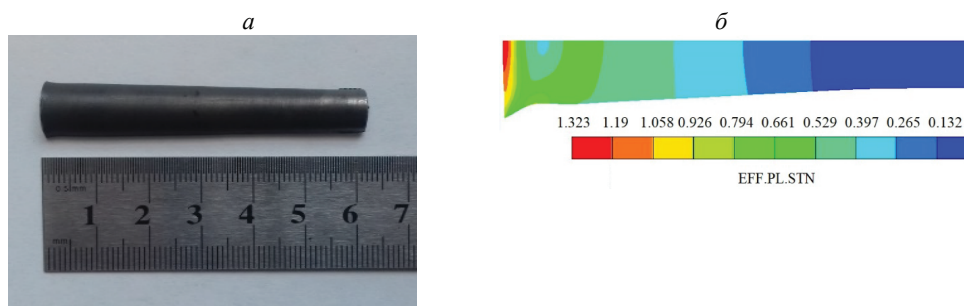


Рис. 1. Результаты теста Тейлора:

*а* — образец после теста Тейлора; *б* — модель образца

Для исследования механических свойств цилиндр после теста Тейлора был разрезан и были изготовлены два микрошлифа. Предполагая, что материал изотропен и деформирован симметрично относительно оси, картирование микротвердости проводилось на одной половине образца относительно центральной оси. На рис. 2, *а* показаны карта микротвердости и среднее значение микротвердости. Полученные результаты хорошо соотносятся с данными моделирования.

По полученным данным можно сказать, что напряженное состояние и уровень пластической деформации в образце Тейлора неоднородны. Наибольший уровень деформации наблюдается на ударной

поверхности, а наименьший — на задней поверхности. Это можно объяснить различием уровня пластической деформации в объеме образца. Помимо этого, в результате проведения ударного теста Тейлора возможно прохождение процессов рекристаллизации, вызванных повышением температуры при пластической деформации. Также оказывает влияние формирование дефектной структуры, что способствует изменению внутренней энергии. Известно, что на ранних стадиях пластической деформации возможно появление двойников, влияющих на механические свойства материала. При динамических нагружениях двойники в титане представляют собой практически такие же барьеры, как границы зерен [2].

На рис. 2, б представлена карта микротвердости стальной мишени. Глубина упрочненного слоя составила около 5 мм. На рис. 3, б изображена микроструктура стальной мишени в сечении в зоне ударной деформации. Наблюдается уменьшение размера зерен и наличие большого количества двойников по сравнению с недеформированной зоной (рис. 3, а). Уменьшение размера зерен приводит к повышению микротвердости образца, что соответствует полученной карте микротвердости.

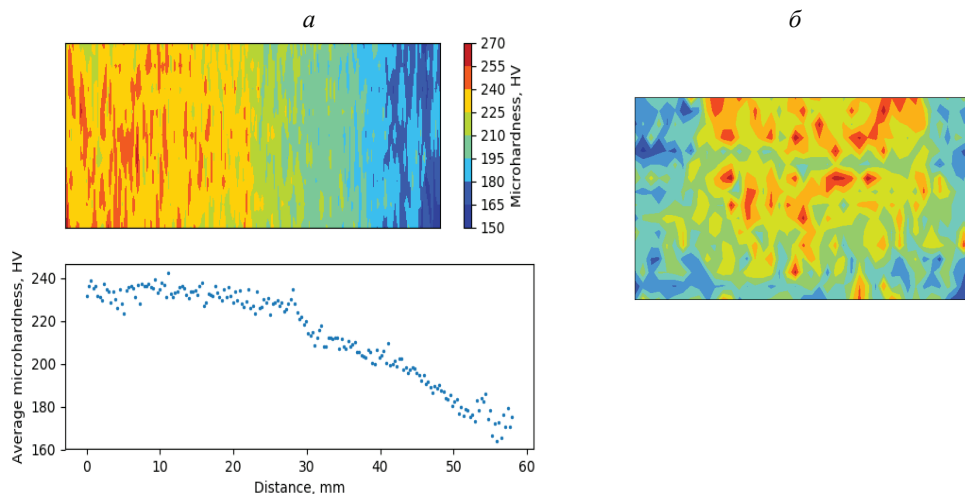


Рис. 2. Карты микротвердости:

*a* — карта микротвердости и среднее значение микротвердости титанового цилиндра; *б* — карта микротвердости стальной мишени

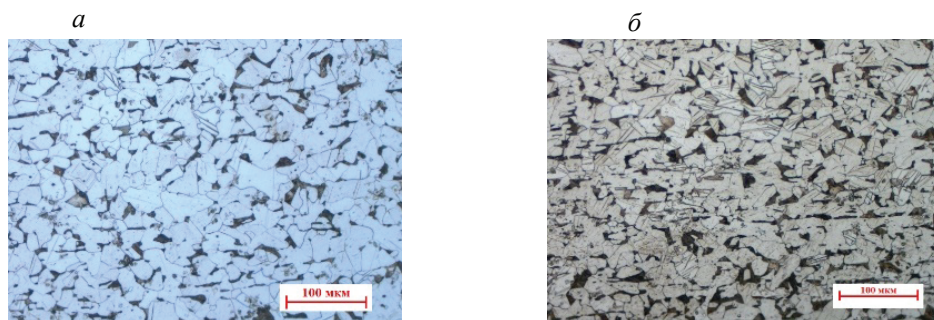


Рис. 3. Микроструктура мишени:

*a* — в недеформированной зоне; *б* — в зоне деформации

Важным условием теста Тейлора является наличие жесткой мишени, которая не будет деформироваться в процессе ударного воздействия. Из полученных данных можно сделать вывод, что выбор стали марки Ст4 пс не является оптимальным для проведения данного испытания.

### Литература

1. Revil-Baudard B., Cazacu O. Plastic deformation of high-purity  $\alpha$ -titanium: model development and validation using the Taylor cylinder impact test // *Mechanics of Materials*. 2015. V. 80. P. 264–275.
2. Полухин П. И., Горелик С. С. Физические основы пластической деформации. М. : Металлургия, 1982. 584 с.

УДК 53.097

**К. А. Осинцев<sup>1\*</sup>, И. А. Комиссарова<sup>2</sup>, Е. Д. Крюкова<sup>\*</sup>, С. В. Коновалов<sup>1</sup>,  
Ю. Ф. Иванов<sup>3</sup>, В. Е. Громов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Самарский национальный исследовательский университет, г. Самара

<sup>2</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

<sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

\*kirilloss@yandex.ru

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1–0, ПОДВЕРГНУТОГО ВОЗДЕЙСТВИЮ ТОКОВЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

В работе был проведен анализ изменения дефектной субструктуры образцов из титанового сплава ВТ1–0 при усталостном нагружении после токовой импульсной обработке и без нее. Выявлены механизмы, ответственные за повышение усталостного ресурса. Токовая импульсная обработка образцов, осуществляемая на промежуточной стадии испытаний, приводит к увеличению усталостной долговечности материала в  $\approx 1,3$  раза относительно исходных образцов.

*Ключевые слова:* токовые импульсы, многоцикловая усталость, титан, дефектная субструктура, усталостная долговечность

**K. A. Osintsev, I. A. Komissarova, E. D. Kryukova, S. V. Konovalov,  
Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov**

## CHANGING THE STRUCTURE OF THE TITANIUM ALLOY VT1–0, EXPOSED TO ELECTROPULSING IN MULTICYCLE FATIGUE

The analysis of the defective substructure of titanium alloy under fatigue loading after electropulsing and without it was carried out. The mechanisms responsible for increasing fatigue life are revealed. Electropulsing of samples, carried out at the intermediate stage of testing increases the fatigue life of the material in  $\approx 1.3$  times.

*Key words:* electropulsing, multicycle fatigue, titanium, defective substructure, fatigue life

В современных условиях эксплуатации машин и конструкций проблемы повышения прочности, ресурса, живучести и долговечности материалов выдвигаются в число основных задач. Наиболее ответственные и уникальные изделия, машины и конструкции эксплуатируются в режимах циклических деформаций, определяющих разрушение даже при незначительных нагрузках. В связи с этим возросла актуальность предотвращения усталостных разрушений ответственных деталей (увеличения срока их службы), особенно в тех отраслях, где возникновение аварий ведет к катастрофическим последствиям [1; 2].

Для повышения усталостной долговечности металлических материалов используют различные способы упрочняющей обработки. В последние годы перспективными являются работы, направленные на создание, изучение, совершенствование и практическое внедрение технологических методов поверхностного упрочнения, использующих высококонцентрированные источники энергии, включающие ионные, плазменные, лазерные и электронные пучки, обеспечивающие формирование в поверхностном слое высокопрочных наноструктур.

Целью настоящей работы являлся анализ изменения дефектной субструктуры образцов из титанового сплава ВТ1–0 при обычном нагружении и при нагружении после токовой импульсной обработки и выявление механизмов, ответственных за повышение усталостного ресурса.

В качестве материала исследований были использованы образцы титанового сплава ВТ1–0 следующего химического состава (до 0,18 Fe; до 0,07 С; до 0,04 N; до 0,1 Si; до 0,12 O; до 0,004 H; 0,3 % — другие примеси; остальное Ti, масс. %). Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме асимметричного консольного изгиба. Образцы толщиной 4 мм и шириной 12 мм были изготовлены по ГОСТ 25.502–79 и имели симметричный концентратор напряжений с минимальным сужением в центральной части 5 мм. Температура испытаний — 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 10 Гц [3].

Исследования поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (прибор Tesla BS-301). Анализ фазового состава и состояния дефектной субструктуры материала выполняли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100). Фольги для исследований готови-

ли методом ионного утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из массивного образца параллельно поверхности разрушения на максимально близком к ней расстоянии.

Установлено, что в результате усталостных испытаний образцов, подвергнутых предварительной токовой импульсной обработке, в сравнительно тонком (не более 4 мкм) поверхностном слое технически чистого титана марки ВТ1–0 формируется субмикроструктурная структура, средний размер кристаллитов которой составляет  $422,7 \pm 400$  нм. Следовательно, токовая импульсная обработка образцов технически чистого титана марки ВТ1–0 в процессе усталостных испытаний приводит к многократному увеличению размеров кристаллитов поверхностного слоя. Следующей особенностью зеренной структуры поверхностного слоя является сравнительно большой разброс зерен по размерам. Можно предположить, что причиной этому являются процессы рекристаллизации материала, имеющие место при обработке токовыми импульсами.

Особенностью образцов технически чистого титана марки ВТ1–0, разрушенных в результате усталостных испытаний в условиях токовой обработки, является сравнительно низкий уровень изгиба кручения кристаллической решетки материала. Следовательно, такая обработка технически чистого титана в процессе усталостных испытаний способствует снижению количества источников (концентраторов) внутренних полей напряжений в поверхностном слое материала.

Токовая импульсная обработка образцов, осуществляемая на промежуточной стадии испытаний, приводит к увеличению усталостной долговечности материала в  $\approx 1,3$  раза относительно образцов без такой обработки. Установлено, что токовая импульсная обработка технически чистого титана марки ВТ1–0, во-первых, сопровождается многократным увеличением размеров кристаллитов  $\alpha$ -титана поверхностного слоя материала, что обусловлено процессами рекристаллизации; во-вторых, способствует снижению количества источников (концентраторов) внутренних полей напряжений в поверхностном слое материала, что обеспечивает снижение потенциально опасных мест трещинообразования; в-третьих, приводит к существенному увеличению размеров частиц окисной фазы, формирующихся в поверхностном слое образцов технически чистого титана при усталостных испытаниях.



### **Литература**

1. Терентьев В. Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. М. : Интермет инжиниринг, 2002. 287 с.
2. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М. : Наука, 1989. 230 с.
3. Комиссарова И. А. Изменение при многоцикловой усталости структуры титанового сплава ВТ1–0, подвергнутого токовому импульсному воздействию / И. А. Комиссарова [и др.] // Ползуновский вестник. 2018. № 3. С. 139–143.

УДК 669.715

**Ю. И. Борисова\*, Д. Ю. Юзбекова, А. А. Могучева**

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
г. Белгород

*\*borisovayuliya94@mail.ru*

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ AlMgMnSc СПЛАВА

Изучено влияние температуры на деформационное поведение в сплаве AlMgMnSc. Установлено, что увеличение температуры испытаний приводит к снижению прочностных свойств сплава, при этом изменение пластичности исследуемого сплава имеет неоднозначный характер. Полученные экспериментальные данные испытаний на растяжение позволяют определить наличие неустойчивого пластического течения в температурном интервале от  $-100$  до  $75$  °C.

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, механические свойства, эффект Портевена-Ле Шателье

**Yu. I. Borisova, D. Yu. Yuzbekova, A. A. Mogucheva**

## THE EFFECT OF TEMPERATURE ON THE DEFORMATION BEHAVIOR OF AlMgMnSc ALLOY

The influence of temperature on deformation behavior of AlMgMnSc alloy was studied. The increase of test temperature leading to decrease of strength of studied alloy, while the change on plasticity is not obvious. The obtained results will allow to determine the instability of plastic flow of AlMgMnSc alloy.

*Key words:* aluminum alloy, mechanical properties, Porteven-Le-Chatelier effect

Сплавы Al–Mg привлекли всеобщее внимание благодаря своей легкости и высокой прочности, свариваемости и коррозионной стойкости. Повышение прочностных свойств Al–Mg сплавов за счет формирования мелкозернистой структуры в материале позволяет повысить их конкурентоспособность и расширить область их практического применения [1]. Однако эти сплавы так же показывают неустойчивое пластическое течение в температурном интервале от  $-100$  до  $75$  °C.

стойчивое пластическое течение, связанное с эффектом Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) [2], в определенном температурно-скоростном интервале, что плохо отражается на пластичности Al–Mg сплавов. Исследования скачкообразной деформации Al–Mg сплавов помогут в дальнейшем решении данной проблемы.

В работе мы изучили влияние температуры на деформационное поведение AlMgMnSc сплава, так как влияние температуры на прерывистое течение отображает наиболее полную информацию о неустойчивом поведении материалов.

Сплав AlMgMnSc с химическим составом Al–4,57Mg–0,35Mn–0,2Sc–0,09Zr (масс. %) был получен методом непрерывного литья. Далее проводился гомогенизационный отжиг при температуре 360–380 °C в течение 12 часов, с последующей вытяжкой при температуре 380 °C.

Механические испытания образцов при скорости деформации  $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и различных температурах (от –100 до 75 °C) показали, что при увеличении температуры испытания наблюдается падение прочностных свойств. По результатам испытаний видно, что значения прочностных свойств при комнатной температуре выбиваются из общей зависимости, что возможно связано с погрешностью испытания. При повышении температуры от –100 до 25 °C наблюдается падение пластичности до 17,0 %, однако при дальнейшем увеличении температуры испытания до 75 °C происходит повышение пластичности до 20,5 %. Полученные экспериментальные данные испытаний на растяжение позволяют так же определить наличие неустойчивого пластического течения.

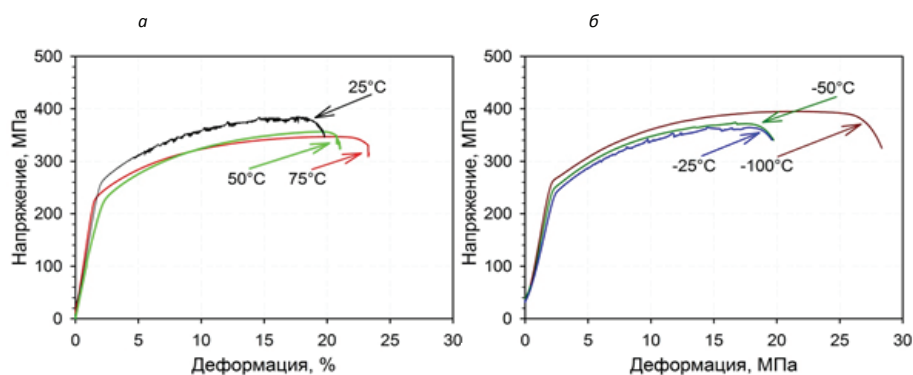


Рис. 1. Деформационные кривые сплава AlMgMnSc полученные при скорости деформации  $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и различных температурах:  
а — 75 °C, 50 °C и 25 °C; б — –25 °C; –50 °C и –100 °C

Стохастическое поведение деформационных кривых можно охарактеризовать с помощью гистограмм распределений амплитуд скачков напряжения [3–4]. Монотонно убывающее распределение было получено для сплава, деформированного при температуре  $-25^{\circ}\text{C}$  (рис. 2, а). Относительно регулярные скачки, наблюдаемые при комнатной температуре, демонстрируют колоколообразное распределение (рис. 2, б). Таким образом, при понижении температуры пиковый центр распределений смещается в сторону малых амплитуд скачков.

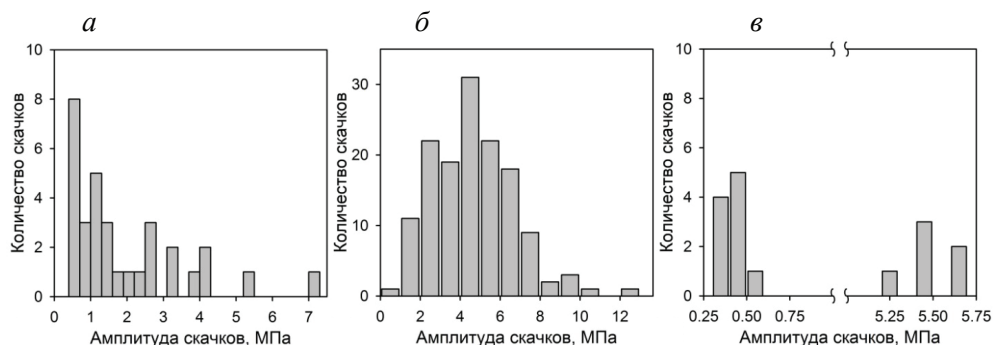


Рис. 2. Гистограммы распределения амплитуд скачков напряжения для алюминиевых образцов, деформированных при температуре:

а —  $-25^{\circ}\text{C}$ , б —  $25^{\circ}\text{C}$  и в —  $50^{\circ}\text{C}$

По результатам проделанной работы можно сделать следующие выводы:

1) увеличение температуры испытания приводит к снижению прочностных свойств. При понижении температуры до  $25^{\circ}\text{C}$  пластичность исследуемого сплава падает, а при дальнейшем повышении температуры пластичность растет.

2) уменьшение температуры испытания приводит к смещению центра тяжести распределений в сторону малых амплитуд скачков.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ  
(Соглашение № 17–72–20239) с использованием оборудования  
ЦКП «Технологии и Материалы НИУ „БелГУ“».*

### Литература

1. Ultrafine-grain structure formation in an Al-Mg-Sc alloy during warm ECAP / O. Sitdikov [et al] // Metallurgical and Materials Transactions A. —2013. V. 44. № 2. P. 1087–1100.
2. Dynamic strain aging studied at the atomic scale / H. Aboulfadl [et al.] // Acta Mater. 2015. V. 86. P. 34–42.
3. Лебедкин М. А., Дунин-Барковский Л. Р. Динамический механизм температурной зависимости эффекта Портевена-Ле Шателье // Физика твердого тела. 1998. Т. 40. № 3. С. 487–492.
4. Юзбекова Д. Ю., Могучева А. А. Проявление неустойчивого пластического течения в AlMg сплаве // Тезисы докладов Международных конференций «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» и «Химия нефти и газа». 2018. С. 156–156.

УДК 669-131.4

**А. Е. Устинов<sup>1,2\*</sup>, В. Ю. Ярков<sup>1,2</sup>, Э. Г. Мурадян<sup>1</sup>, В. И. Пастухов<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Институт реакторных материалов, г. Заречный

\*sanya.ustinow@yandex.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

## СТРУКТУРА СТАЛИ X12HMBФСР ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА

Сканирующей электронной микроскопией, в том числе с использованием ориентационного анализа (EBSD), была исследована структура стали X12HMBФСР после закалки и высокого отпуска. Установлены фазовый состав стали и морфология элементов структуры:  $\delta$ -феррита, мартенсита, карбидов NbC, а также наличие в изделии выраженной кристаллографической структуры.

*Ключевые слова:* закалка, отпуск, EBSD-анализ, мартенсит, феррит, рэстровая электронная микроскопия, точечный метод

**A. E. Ustinov, V. U. Yarkov, E. G. Muradyan, V. I. Pastukhov**

## STRUCTURE ALLOY STEEL Cr12–Ni–Mo–W–Nb–V–Si–B QUENCHED-AND-TEMPERED

Scanning of electronic microscopy is made, including with use EBSD the structure has been investigated became after training and high tempering. The phase structure, morphology  $\delta$  — ferrite, martensite, large carbides NbC, and as presence in a product expressed crystallographic structures became established.

*Key word:* hardening tempering, EBSD-analysis, martensite, ferrite, scanning electron microscope, point contact method

**Д**ля развития атомной промышленности в России необходимо создание современных ядерных реакторов на быстрых нейтронах с применением материалов, обладающих оптимальными свой-

ствами для работы в условиях повышенных температур при влиянии коррозионно-активных сред под действием длительного облучения. Ярким примером является сталь X12HMBBFSP, которая обладает оптимальными коррозионными свойствами, незначительным радиационным распуханием, хорошим сопротивлением ползучести при высоких температурах. Химический состав представлен в табл. форме.

Работа посвящена анализу фазовых и структурных составляющих стали после закалки и высокого отпуска.

Химический состав стали X12HMBBFSP, мас. % [1]

Fe	Cr	Ni	Mn	V	Nb	W	Mo	Si
83,8	11,3	0,9	0,6	0,3	0,3	0,7	0,8	1,2

Закалка проводилась при  $t = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а высокий отпуск при  $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$  [1].

Исследования были выполнены на сканирующем электронном микроскопе MIRA3 FEG-SEM, оснащенный детектором дифракции отраженных электронов (EBSD) Oxford Instruments Nordlys Nano [2].

Для определения параметров зеренной структуры в работе были использованы возможности программного обеспечения Oxford Instruments, а также стандартные методы обработки изображений: метод случайных секущих и точечный метод [3; 4].

Проведенное исследование стали X12HMBBFSP после термической обработки показало (рис.), что ее структура состоит из мартенсита, остаточного феррита и крупных карбидов на основе Nb (округлые светлые частицы как по границам, так и в теле зерен). По границам ферритных зерен и мартенситных реек, вероятно, образуются карбиды типа  $M_{23}C_6$ .

В работе методами металлографии были определены геометрические характеристики фазовых и структурных составляющих.



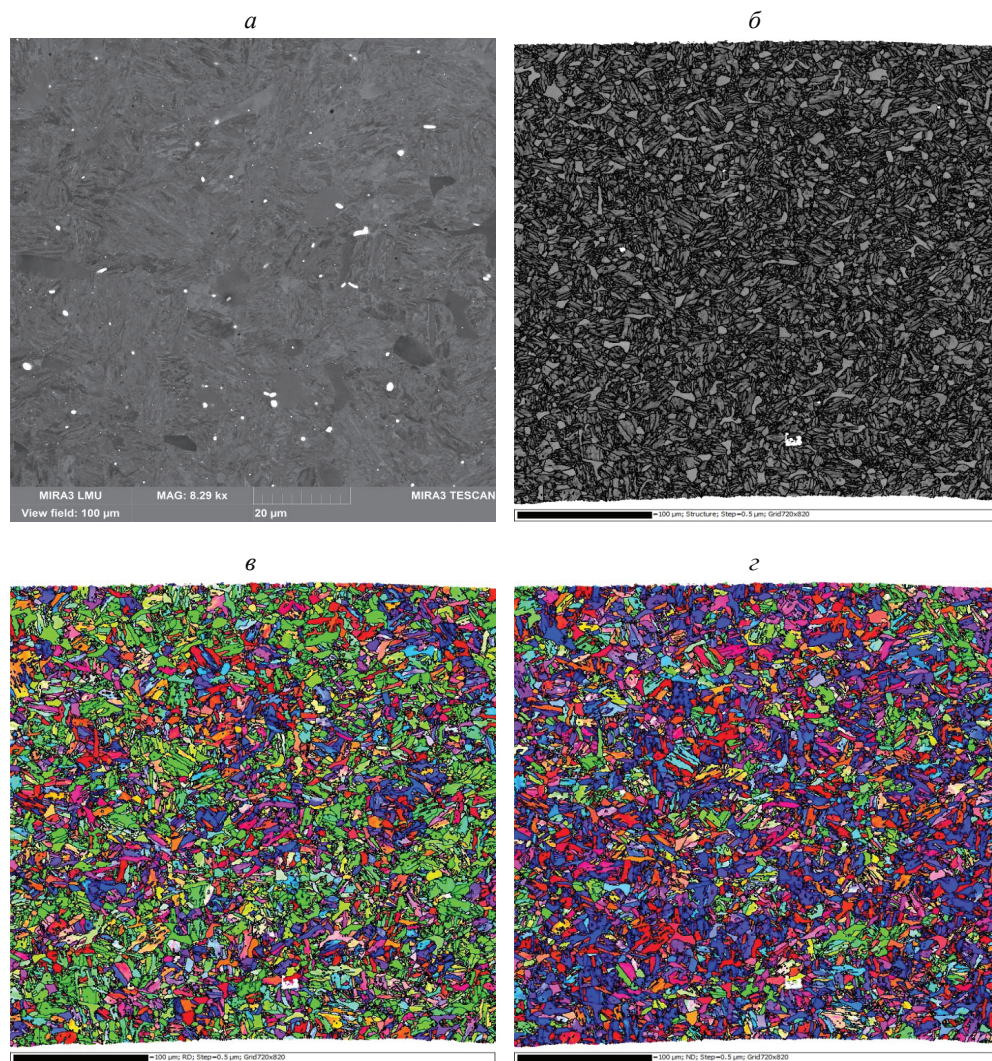


Рис. Структура стали X12 HMBBFCR после закалки и отпуска:

*a* — изображение, где структуры в отраженных электронах (СЭМ);  
*б, в, г* — ориентационные карты (EBSD); *б* — в обратно рассеянных электронах;  
*в, г* — ориентационные карты (EBSD) в цветах стандартного стереографического  
 треугольника с взаимно перпендикулярных направлений

## Литература

1. Конструкционные материалы ядерных реакторов: учебное пособие для вузов / Н. М. Бескорвайный [и др.]. М. : Энергоатомиздат, 1995. 704 с.



2. Effect of Grain Boundaries Type on Carbides Precipitates in Tempered Martensite / V.I. Pastukhov [et al.] // Materials Science Forum. 2019. V. 946. P. 368–373.

3. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография : учебное пособие для вузов. М. : Металлургия. 1976. 269 с.

4. Черняковский К. С. Стереология в металловедении. М. : Металлургия, 1977. 279 с.

УДК 669.72

**С. Л. Демаков, О. А. Коэмец, Ю. Н. Оленева\***

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*olenevajull@gmail.com

## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЯ ПЕРИОДОВ РЕШЕТКИ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТА В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ

Методом РФСА и металлографии проведено исследование по влиянию деформации на изменение периодов решетки орторомбического мартенсита в закаленном титановом сплаве Ti–1,4Al–10,5Mo (масс. %). Обнаружено, что в образцах, закаленных от критических и более высоких температурах закалки (785 °C и 850 °C) изменение периодов решетки мартенсита при малых степенях деформации (до 5 %) происходит немонотонно.

*Ключевые слова:* титановый сплав мартенситного класса, орторомбический мартенсит, период решетки, РФСА

**S. L. Demakov, O. A. Koemets, Y. N. Oleneva**

## EFFECTS OF DEFORMATION ON EVOLUTION OF ORTOROMBIC MARTENSITE LATTICE PERIODS IN TITANIUM ALLOY

The study was carried out by methods of XPDA and metallography the effect of deformation on the change of lattice periods of orthorhombic martensite in a hardened titanium alloy Ti-1,4Al-10,5Mo (wt. %). It was discovered that in samples hardened from critical and higher quenching temperatures of 785 °C and 850 °C, the change in the lattice periods of martensite At low degrees of deformation up to 5 % of a load occurs non-monotonically.

*Key words:* titanium alloy of martensite class, orthorhombic martensite, lattice period, XPDA

**В**ысокотемпературная  $\beta$ -фаза в титановых сплавах может претерпевать  $\beta$ - $\alpha''$ -мартенситное превращение как при закалке, так и при холодной деформации. Целью исследования было изучить влияние степени деформации на периоды решетки орторомбического

$\alpha$ »-мартенсита, полученного как в результате закалки, так и возникшего при деформации метастабильной  $\beta$ -фазы в титановом сплаве Ti-1,4Al-10,5Mo (масс. %).

Обработка сплава была условно разделена на два этапа. Образцы для механических испытаний с диаметром рабочей части 3 мм закаливались в воду от температур 780 °С, 785 °С, 850 °С [1]. Закаленные образцы деформировали со скоростью  $0,35 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  в испытательной машине Instron 3382 по схеме одноосного растяжения. Контроль степени деформации осуществлялся при помощи механического экстензометра. По достижении относительного удлинения 2,5; 5 и 7,5 % до разрыва нагрузка снималась и устанавливался следующий образец. Далее образцы разрезали в продольной плоскости, после шлифовки и электрополировки производили съемку на дифрактометре Bruker D8 Advance.

Анализ микроструктуры сплава после закалки от температур 780 °С и 785 °С показал, что первичная  $\alpha$ -фаза имеет преимущественно глобулярную форму, на участках зафиксированной высокотемпературной  $\beta$ -фазы мартенситных пластин не обнаружено. В случае закалки от 850 °С, структура не имела первичной  $\alpha$ -фазы, в  $\beta$ -матрице произошло превращение с образованием  $\alpha$ »-мартенсита пластинчатой морфологии.

Согласно кривым деформации (рис. 1) наиболее низким пределом текучести (200 МПа) обладали образцы, закаленные с 785 °С. Изменение температуры закалки приводило к повышению предела текучести. При  $T_z = 780^\circ\text{C}$  предел текучести составил 240 МПа, наиболее высокий предел текучести (490 МПа) зафиксирован при  $T_z = 850^\circ\text{C}$ . Подобные значения предела текучести уже фиксировали в работе [1], где его связывали с протеканием деформационно индуцированного мартенситного превращения. На кривых растяжения за пределом текучести присутствует пологий участок. Наиболее выражен этот участок на кривой образцов, закаленных с температур 780 и 785 °С (рис. 1, а, б). На кривой образцов, закаленных с 850 °С этот участок присутствует, но выражен слабо (рис. 1, в). Расчет дифрактограмм деформированных образцов позволил определить периоды решетки мартенсита и ромбичность решетки ( $R = \sqrt{3} a/b$ ), значения которых приведены в таблице.

Таблица

Периоды решетки мартенсита в зависимости от обработки

$T_3, ^\circ\text{C}$	$a$ , нм	$b$ , нм	$c$ , нм	$R$
850	0,3047	0,4931	0,4644	1,07
785+2,5%ε	0,3064	0,4894	0,463	1,084
780+2,5%ε	0,308	0,489	0,4625	1,091

Рисунки 1 и 2 демонстрируют относительное изменение периодов решетки мартенсита при повышении нагрузки.

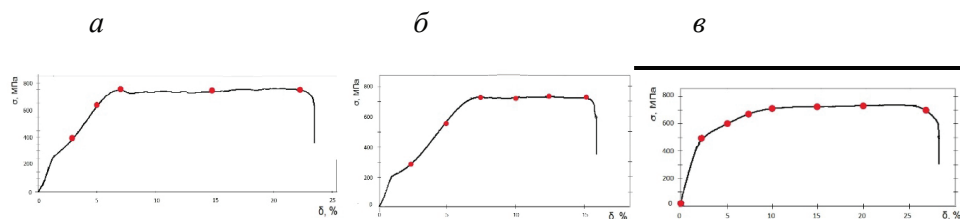


Рис. 1. Объединенные кривые деформации закаленных образцов сплава Ti–10,5Mo–1,5Al при температурах закалки:

$a - T_3 = 780 ^\circ\text{C}$ ,  $б - T_3 = 785 ^\circ\text{C}$ ,  $в - T_3 = 850 ^\circ\text{C}$

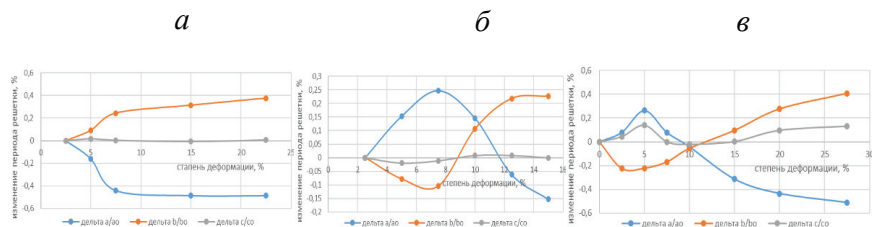


Рис. 2. Зависимости изменения периодов решетки от степени деформации закаленных образцов сплава Ti–10,5Mo–1,5Al при температурах закалки:

$a - T_3 = 780 ^\circ\text{C}$ ,  $б - T_3 = 785 ^\circ\text{C}$ ,  $в - T_3 = 850 ^\circ\text{C}$

Анализ данных, представленных на рис. 1 показал, что повышение нагрузки сопровождается монотонным изменением периодов «а» и «b», но эти изменения протекают разнонаправленно: период «а» — уменьшается на 0,6 % при максимальной степени деформации, период «b» — увеличивается примерно на 0,3 %, период «с» — изменялся незначительно. Более сложную картину изменения периодов можно

наблюдать на рис. 2 в случаях закалки при  $t$  780 и 785 °С. Относительное изменение периодов имеет перегиб по мере нарастания нагрузки: период «а» — увеличивается, затем наблюдается его падение, зеркально себя ведет период «b» — сначала уменьшается, а потом увеличивается, период «с» практически не изменяется при деформации.

Обнаруженные явления можно объяснить тем, что при температуре закалки 780 °С образуется мартенсит с высокой ромбичностью решетки (более чем 1,09). Порции мартенсита, возникающие при последующей деформации обладают такой же ромбичностью решетки. По мере исчерпания  $\beta$ -фазы деформация мартенсита приводит к снижению показателя ромбичности. В случае закалок с более высокой температуры, как закалочный так и деформационно индуцированный мартенсит обладает меньшей ромбичностью 1,07 и 1,08 соответственно. Далее, при деформации из остаточной  $\beta$ -фазы, образуется мартенсит с высокой ромбичностью, что приводит к суммарному повышению периода «а» и уменьшению периода «b». По исчерпанию остаточной  $\beta$ -фаза периоды ведут себя закономерно: «а» — уменьшается, «b» — увеличивается.

### Литература

1. Попов А. А., Илларионов А. Г., Степанов С. И. Влияние температуры закалки на структуру и свойства титанового сплава. Физико-механические свойства // ФММ, Т. 115. № 5. С. 549–554.

УДК 669.72

**К. В. Дубровин<sup>\*</sup>, П. О. Селиванов, Г. В. Щапов, И. В. Нарыгина**<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>\*</sup>sov23@mail.ru

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 20Х13

В работе изучены образцы стали 20Х13 после закалки и отпуска. Оценено влияние температуры и продолжительности отпуска на структуру и свойства исследуемой стали. Методом микро- и макроанализа исследован рельеф поверхности разрушения образцов после растяжения.

*Ключевые слова:* закалка, отпуск, испытания на растяжение, фрактография, мартенсит

**K. V. Dubrovin, P. O. Selivanov, G. V. Shchapov, I. V. Narygina**

## EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL 20H13

Samples of 20X13 steel after quenching and tempering were studied. The influence of temperature and tempering time on the structure and properties of the steel under study was estimated. The relief of fracture surface of samples after tensile tests was studied by micro- and macroanalysis.

*Key words:* quenching, tempering, tensile tests, fractography, martensite

В работе изучены образцы стали 20Х13 после закалки и отпуска при температуре 700 °С с различным временем изотермической выдержки. После закалки от 1040 °С ( $\tau_{\text{выд}} = 30$  мин.) в структуре исследуемой стали формируется мартенсит, уровень твердости составляет  $(480 \pm 5 \text{ HV})$  [1].

Проведение отпуска при температуре 700 °С ( $\tau_{\text{выд}} = 30$  мин.) приводит к незначительному снижению твердости до  $400 \pm 10 \text{ HV}$ . Дальнейшее увеличение времени выдержки при отпуске 120 мин. приводит к уровню твердости  $340 \pm 10 \text{ HV}$ . При увеличении времени отпуска до 240 минут происходит значительное падение твердости до  $250 \pm 10 \text{ HV}$ .

В результате испытаний на растяжение образцов стали 20Х13 после закалки и отпуска при  $\tau_{\text{выд}} = 120$  мин. установлено, что  $\sigma_T = 647$  МПа,  $\sigma_B = 859$  МПа,  $\delta = 10,3\%$ .

Фрактографический анализ поверхности излома образца после растяжения показал, что в образце после закалки от  $1040^\circ\text{C}$  и отпуска при температуре  $700^\circ\text{C}$  ( $\tau_{\text{выд}} = 2$  ч) с охлаждением на воздухе существует три зоны разрушения (рис. 1): в центре образца — волокнистая зона ( $L_B$ ), участок хрупкого излома — радиальная зона ( $L_R$ ), губы среза ( $\lambda$ ). Для волокнистой зоны и губ среза характерно вязкое разрушение; для радиальной зоны — хрупкое [2].

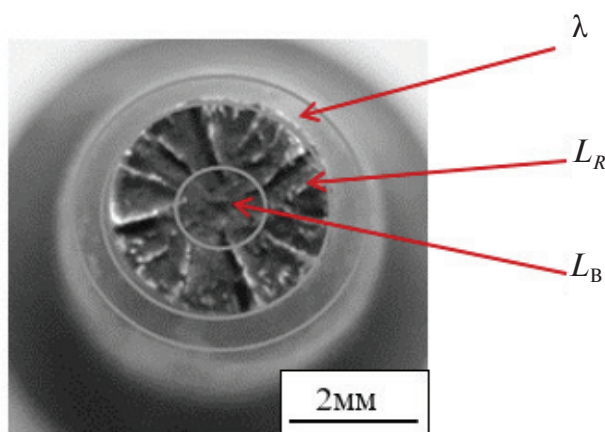


Рис. 1. Поверхность разрушения образца стали 20Х3 после растяжения

Исследование профиля образца после растяжения показало, что значительное количество очаговых трещин формируется практически во всех областях (рис. 2).

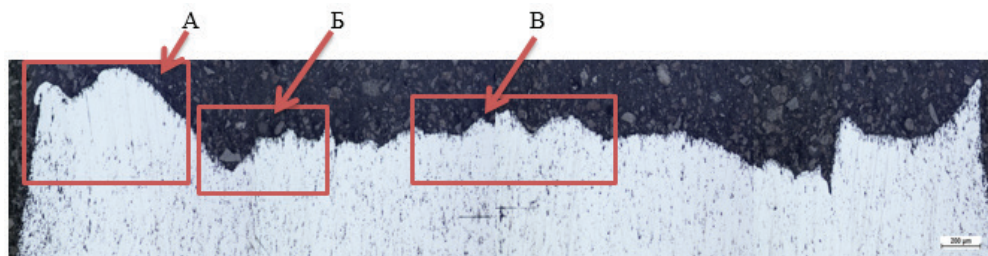


Рис. 2. Профиль поверхности разрушения образца стали 20Х13 (после закалки  $T_z = 1040^\circ\text{C}$  с последующим отпуском при  $t = 700^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{\text{выд}} = 2$  ч; охлаждение на воздухе)

Максимальное количество очаговых трещин характерно для области  $\lambda$  (зона А на рис. 2). В волокнистой и радиальной зоне также наблюдаются очаговые трещины. Отдельные трещины достигают размера порядка 8...10 мкм.

Исследование диаграмм растяжения и поверхности разрушения показало, что имеется большая вязкая составляющая, которая обнаруживается в волокнистой зоне, губах среза и частично между гребнями в радиальной зоне.

### **Литература**

1. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов [и др.] ; под ред. Б. Н. Арзамасова. М. : Машиностроение. 1986. 384 с.
2. Фрактография и атлас фрактограмм: справ. изд. : пер. с англ. / под ред. Дж. Феллоуза. М. : Металлургия, 1982. 489 с.



УДК 621.777

**Д. С. Ворошилов\*, С. Б. Сидельников, М. М. Мотков, О. В. Якивчук,  
В. М. Беспалов, Т. В. Бермешев, А. В. Дурнопьянов, Д. В. Назаренко\***

<sup>1</sup> Сибирский федеральный университет, Россия, г. Красноярск

\*E-mail: sibdrug@mail.ru

## ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПРУТКОВ И ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ AL-РЗМ

В статье представлены результаты исследований по получению проволоки диаметром 0,5 мм из алюминиевого сплава 01417 с содержанием редкоземельных металлов (РЗМ) в количестве 7–9 % для нужд авиастроения. Описаны режимы деформации, методика проведения экспериментов и оборудование для реализации предложенной технологии.

*Ключевые слова:* алюминий, редкоземельные металлы, проволока, электромагнитный кристаллизатор, совмещенная прокатка-прессование, механические свойства, электросопротивление

**D. S. Voroshilov, S. B. Sidelnikov, M. M. Motkov, O. V. Yakivchuk,  
V. M. Bespalov, T. V. Bermeshev, A. V. Durnopyanov, D. V. Nazarenko**

## STUDY OF BARS AND WIRES PROPERTIES FROM AL-REM SYSTEM ALLOY

The article presents the results of studies on the production of wire with a diameter of 0,5 mm from aluminum alloy 01417 with a content of rare-earth metals (REM) in the amount of 7–9 % for aircraft construction needs. The deformation modes, the experimental technique and equipment for the implementation of the proposed technology are described.

*Key words:* aluminum, rare-earth metals, wire, electromagnetic crystallizer, combined rolling-extruding, mechanical properties, electrical resistivity

**Б**ортовые электрические провода являются «нервной системой» современных летательных аппаратов и занимают все большую долю массы этих объектов. Наиболее эффективным путем снижения

массы бортовых проводов является улучшение физико-механических характеристик токопроводящих материалов [1].

В последнее время возникла потребность в проволоке диаметром 0,5 мм, работающей при температуре 250 °С. Наиболее подходящим сплавом, являющимся исходным материалом для получения такой проволоки, является алюминиевый сплав — 01417 [2], содержащий в своем составе 7–9% РЗМ (согласно ТУ 1–809–1038–2018 [3]). Его химический состав представлен в табл.

Таблица

Химический состав сплава 01417

Наименование	Массовая доля, %						
Пруток литой в ЭМК из сплава 01417, Ø12 мм	Al	Сумма (Ce+La+РЗМ) 7–9, согласно ТУ 1-809-1038-2018				Fe	Si
		Ce	La	Pr	Nd		
	Основа	4,58	0,22	0,1	<0,1	0,22	0,10

Так как при использовании медных проводов увеличивается масса летательного аппарата, а также существует проблема провисания медной бортовой проводки под действием перегрузок при сопутствующем разогреве корпуса до 250 °С в ходе эксплуатации техники, то полученная проволока диаметром 0,5 мм должна обладать сбалансированным набором свойств, соответствующих ТУ 1–809–1038–2018.

Также с увеличением количества РЗМ в алюминиевом сплаве возрастает количество и размер интерметаллидов, что отрицательно сказывается на всех свойствах проволоки. Поэтому одним из перспективных методов получения длинномерной литой заготовки небольшого поперечного сечения является получение заготовки в ЭМК [4].

В большинстве случаев классические способы получения заготовки под последующее волочение в виде прутков не позволяют получить заданный уровень свойств конечного продукта. Одним из перспективных способов получения прутка под последующую обработку является процесс совмещенной прокатки-прессования (СПП) [5].

Для отработки исследуемых режимов деформации провели экспериментальные исследования на установке СПП-200 [4].

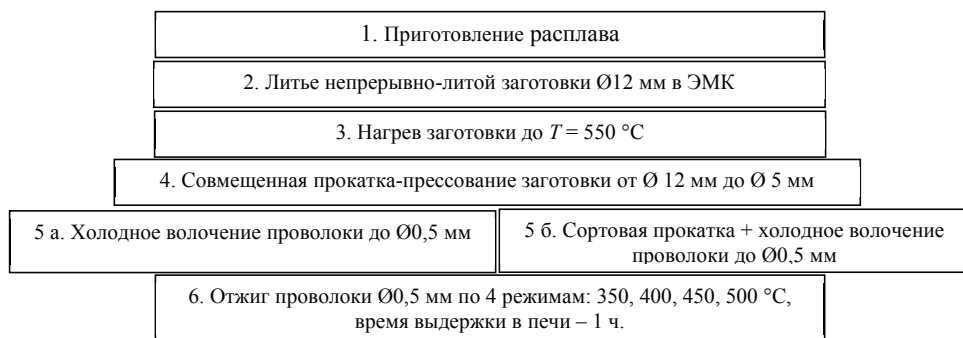


Схема общего технологического процесса получения проволоки из сплава 01417

Исследования позволили установить, что проволока, полученная способом с применением сортовой прокатки с последующим волочением, после отжига по режимам ТО 350, 400, 450 °С и временем выдержки 1 ч обладает требуемым уровнем свойств в соответствии с ТУ [3]. Отжиг проволоки по режиму с температурой 500 °С и временем выдержки 1 ч приводит к снижению временного сопротивления разрыву до значения 137 МПа, что не соответствует ТУ, однако в случае необходимости пластичность (19,1 %) позволяет вести дальнейшую обработку заготовки до диаметров проволоки порядка 0,1–0,2 мм. Значения удельного электрического сопротивления составляют от 0,02902 до 0,02996 Ом·мм<sup>2</sup>/м для всех проволок и всех режимов ТО.

*Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ, Правительства Красноярского края и ООО «Научно-производственный центр Магнитной гидродинамики» в рамках научного проекта № 18-48-242021 «Разработка фундаментальных основ получения деформированных полуфабрикатов электротехнического назначения из высоколегированных сплавов системы Al-PЗМ с применением методов совмещенной обработки и исследование их реологических свойств».*

### Литература

1. Belov N. A., Alabin A. N., Teleuova A. R. Comparative analysis of alloying additives as applied to the production of heat-resistant aluminum-base wires // Metal Science and Heat Treatment. 2012. V. 53. № 9–10. P. 455–459.
2. Gorbunov Yu. A. The Role and Prospects of Rare Earth Metals in the Development of Physical-Mechanical Characteristics and Applications of Deformable

Aluminum Alloys. Journal of Siberian Federal University // Engineering & Technologies. 2015. V. 8. № 5. P. 636–645.

3. ТУ 1-809-1038-2018. Проволока электротехническая из алюминиевого сплава марки 01417. Технические условия. Введ. 13.06.2018.

4. Исследование структуры металла и оценка свойств опытных образцов из сплава системы Al-PЗМ, полученных совмещенными методами литья и обработки давлением / Сидельников С. Б. [и др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. 2011. № 2 (34). С. 23–28.

5. Сидельников С. Б., Довженко Н. Н., Загиров Н. Н. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов. М. : МАКС ПРЕСС, 2005. 344 с.

УДК 669.15

**М. В. Майсурадзе<sup>1\*</sup>, М. А. Рыжков<sup>1</sup>, Д. И. Лебедев<sup>1,2</sup>, Е. Д. Антакова<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева, г. Екатеринбург

\**m.v.maisuradze@urfu.ru*

## **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ**

Исследована высокопрочная сталь, обладающая высокой устойчивостью переохлажденного аустенита к превращению по первой ступени. Установлены температурные интервалы превращений при непрерывном нагреве и охлаждении. Исследована микроструктура и определены механические свойства стали после закалки в масле и отпуска в интервале 200...600 °С.

*Ключевые слова:* сталь, термическая обработка, микроструктура, мартенсит, закалка, отпуск, прочность, пластичность, ударная вязкость

**M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov, D. I. Lebedev, E. D. Antakova**

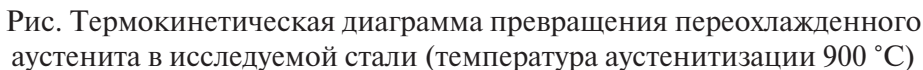
## **THE EFFECT OF THE TEMPERING TEMPERATURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE NOVEL HIGH STRENGTH STEEL**

The novel high strength steel with high hardenability was studied. The temperature ranges of the austenite transformation were determined. The microstructure and the mechanical properties of the steel under consideration were investigated after the oil quenching and tempering at 200...600 °С.

*Key words:* steel, heat treatment, microstructure, martensite, quenching, tempering, strength, plasticity, impact strength

**Ц**елью разработки нового состава стали являлось повышение прокаливаемости без увеличения себестоимости. Исследуемая сталь содержит следующие основные легирующие элементы, масс. %: С — 0,22; Cr — 1,96; Mn — 2,02; Si — 0,96; Ni — 1,09; Mo — 0,31 [1; 2]. Температуры  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , определенные дилатометрическим методом [3], составили 780 и 860 °С соответственно. При непрерывном охлажде-

Исследование микроструктуры и механических свойств экспериментальной стали проводилось после термической обработки образцов в лабораторных условиях: аустенитизация 900 °С, 1 ч, закалка в масле, отпуск 200...600 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе.



Механические свойства исследуемой стали после закалки и отпуска при различных температурах изменяются следующим образом. При повышении температуры отпуска от 200 до 600 °С прочностные свойства стали монотонно понижаются: предел текучести от 1295 до 880 МПа, временное сопротивление разрыву от 1540 до 995 МПа. Относитель-

ное удлинение стали составляет 12...13 % при температуре отпуска 200...500 °С, а при температуре отпуска 600 °С повышается до 17...18 %. Относительное сужение составляет 55...62 %, причем минимальное значение наблюдается при температуре отпуска 500 °С, когда в структуре наблюдается интенсивное выделение карбидных частиц. Ударная вязкость исследуемой стали при температурах низкого отпуска достаточно высокая и составляет 0,75...0,90 МДж/м<sup>2</sup>. Однако средне- и высокотемпературный отпуск приводят к снижению ударной вязкости до 0,15...0,30 МДж/м<sup>2</sup> из-за выделения карбидных частиц, и, возможно, сегрегаций примесей.

### Литература

1. Maisuradze M. V., Ryzhkov M. A., Surnaeva O. A. Transformations of supercooled austenite in promising high-hardenability machine steels // Metal Science and Heat Treatment. 2018. V. 60. № 5–6. P. 339–347.
2. Maisuradze M. V., Ryzhkov M. A. Thermal Stabilization of Austenite During Quenching and Partitioning of Austenite for Automotive Steels // Metallurgist. 2018. V. 62. № 3–4. P. 337–347.
3. Ryzhkov M. A., Popov A. A. Methodological aspects of plotting of thermokinetic diagrams of transformation of supercooled austenite in low-alloy steels // Metal Science and Heat Treatment. 2011. V. 52. P. 612–616.

УДК 669.15

**М. В. Майсурадзе<sup>1\*</sup>, М. А. Рыжков<sup>1</sup>, Д. И. Лебедев<sup>1,2</sup>, Е. Д. Антакова<sup>1</sup>**<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева, г. Екатеринбург\* *m. v.maisuradze@urfu.ru*

## ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ЗАКАЛОЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Исследована высокопрочная легированная сталь, обладающая высокой прокаливаемостью. Изучена микроструктура, формируемая в результате охлаждения от температуры аустенитизации со скоростями в интервале 0,02...20 °С/с. Определены механические свойства. Показано, что самоотпуск мартенсита и формирование бейнитной структуры в исследуемой стали приводит к понижению ударной вязкости.

*Ключевые слова:* сталь, термическая обработка, микроструктура, мартенсит, бейнит, скорость охлаждения, прочность, пластичность, ударная вязкость

**M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov, D. I. Lebedev, E. V. Antakov**

## THE EFFECT OF THE COOLING RATE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE NOVEL ALLOYED STEEL

The high strength alloyed steel with high hardenability was studied. The microstructure formed during the continuous cooling at the rates approx. 0,02...20 °C/s was investigated. The mechanical properties were determined. The self tempering of martensite and bainite formation led to the decrease of the impact toughness of the studied steel.

*Key words:* steel, heat treatment, microstructure, martensite, bainite, cooling rate, strength, plasticity, impact strength

**И**сследована сталь, содержащая следующие основные легирующие элементы, масс. %: С — 0,22; Cr — 1,96; Mn — 2,02; Si — 0,96;



Ni — 1,09; Mo — 0,31 [1; 2]. Исследование микроструктуры и механических свойств экспериментальной стали проводилось после термической обработки образцов в лабораторных условиях: аустенитизация 900 °С, 1 ч, охлаждение в масле ( $\sim 20$  °С/с), на воздухе ( $\sim 2$  °С/с), в контейнере с чугунной стружкой ( $\sim 0,2$  °С/с) и в печи ( $\sim 0,02$  °С/с). Микроструктура стали после охлаждения с различной интенсивностью приведена на рис. 1.

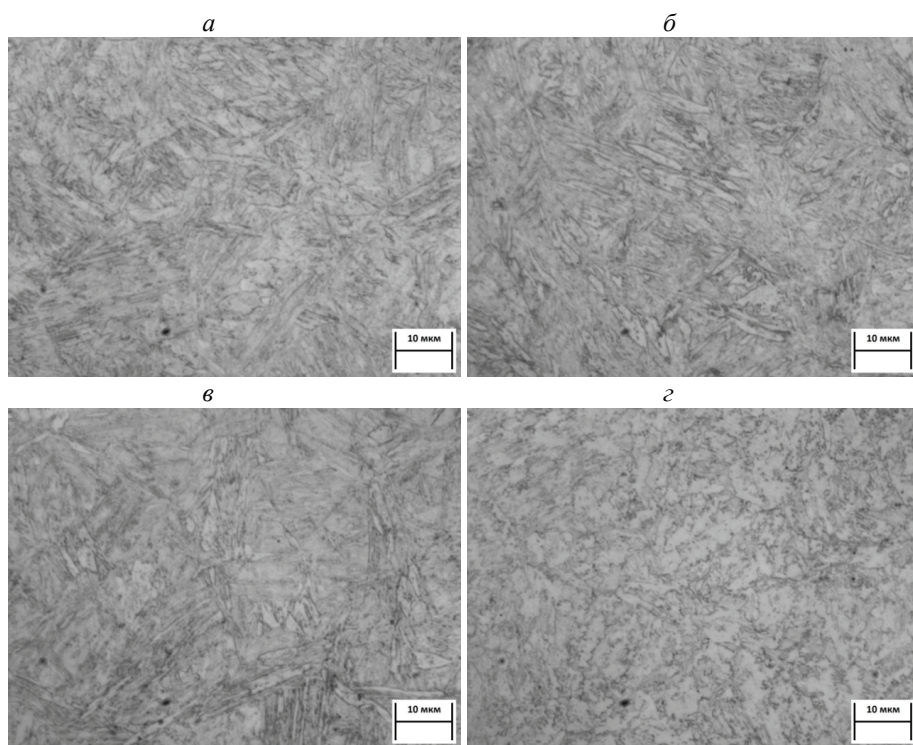


Рис. 1. Микроструктура исследуемой стали после охлаждения от температуры 900 °С в различных средах:

*а* — масло; *б* — воздух; *в* — чугунная стружка; *г* — печь

Установлено, что при охлаждении в печи в структуре стали формируется бейнито-мартенситная микроструктура (рис. 1, *г*). В остальных случаях (охлаждение в масле, на воздухе, в контейнере с чугунной стружкой) формируется преимущественно мартенситная микроструктура (рис. 1, *а*, *б*, *в*). Механические свойства исследуемой стали после охлаждения в различных средах представлены на рис. 2.

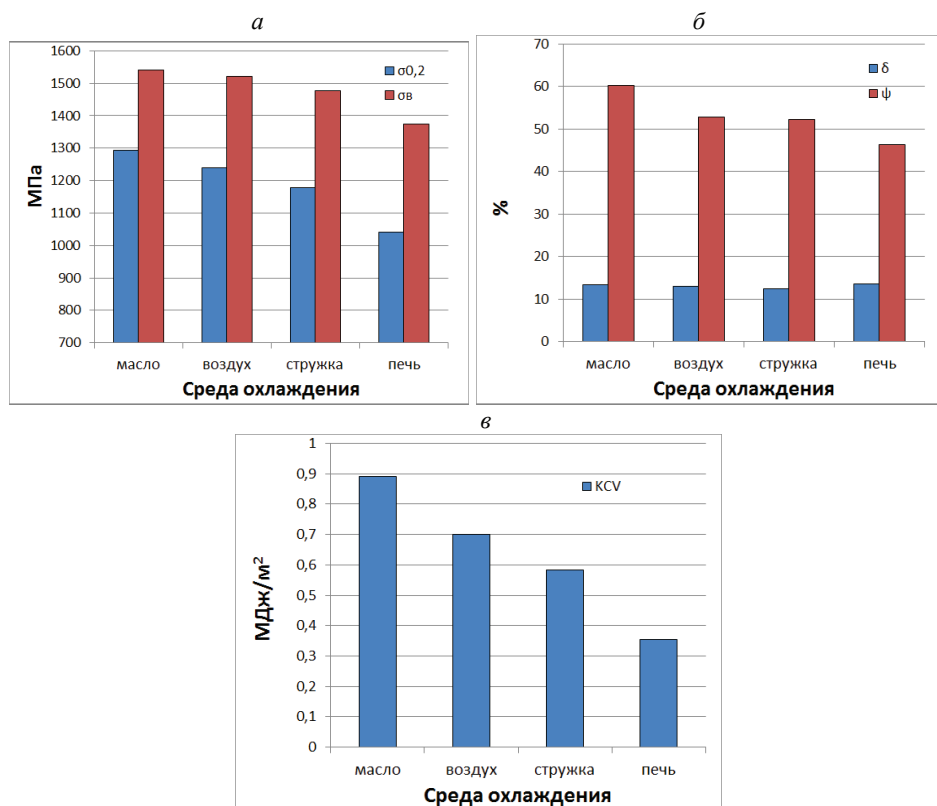


Рис. 2. Механические свойства исследуемой стали после охлаждения в различных средах:

*а* — прочностные свойства; *б* — пластичность; *в* — ударная вязкость

Установлено, что понижение интенсивности охлаждения от охлаждения в масле ( $\sim 20^\circ\text{C}/\text{с}$ ) до охлаждения в чугунной стружке ( $\sim 0,2^\circ\text{C}/\text{с}$ ) приводит к незначительному понижению прочностных характеристик стали: предел текучести снижается на 9 %, временное сопротивление разрыву — на 4 %. При этом относительное удлинение не изменяется и составляет 12...13 %, а относительное сужение и ударная вязкость снижаются. Вероятно, это связано с процессами перераспределения углерода при протекании мартенситного превращения или самоотпуска мартенсита в условиях замедленного охлаждения, а также с образованием некоторого количества бейнита. При охлаждении в печи в стали формируется существенное количество бейнита, что приводит к более значительному снижению прочностных характеристик, а также к понижению ударной вязкости до 0,35 МДж/м<sup>2</sup>.

### **Литература**

1. Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Сурнаева О. А. Превращения переохлажденного аустенита в перспективных машиностроительных сталях высокой прокаливаемости // Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 6. С. 3–11.

95. Майсурадзе М. В., Рыжков М. А. Термическая стабилизация аустенита при ступенчатой закалке сталей для автомобилестроения // Металлург. 2018. № 4. С. 38–47.

УДК 669.15

**М. В. Майсурадзе<sup>1\*</sup>, А. А. Куклина<sup>1</sup>, Д. И. Лебедев<sup>1,2</sup>, А. А. Кириллова<sup>1</sup>**<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева, г. Екатеринбург\* *m.v.maisuradze@urfu.ru*

## ПРИМЕНЕНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ПОСЛЕ ЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ

Изучена возможность реализации изотермической закалки цементованных образцов легированной стали. В процессе изотермической выдержки при температуре ниже  $M_n$  сердцевины, но выше  $M_n$  поверхностного слоя в сердцевине формируется комплексная мартенсито-бейнитная микроструктура с повышенным количеством остаточного аустенита, а в поверхностном слое превращений не происходит, при окончательном охлаждении формируется высокоуглеродистый мартенсит.

*Ключевые слова:* сталь, термическая обработка, цементация, мартенсит, бейнит, остаточный аустенит, изотермическая закалка

**M. V. Maisuradze, A. A. Kuklina, D. I. Lebedev, A. A. Kirillova**

## ISOTHERMAL HEAT TREATMENT OF THE CARBURIZED STEEL

The results of the isothermal treatment of the carburized steel were analyzed. During the isothermal holding at the temperature below  $M_s$  for the core, but above  $M_s$  for the surface, the complex microstructure was formed in the core (martensite, bainite, retained austenite), but in the surface layer no transformations occurred.

*Key words:* steel, heat treatment, carburization, martensite, bainite, retained austenite, isothermal holding

**И**сследуемая сталь (содержащая, масс. %: С — 0,22; Cr — 1,96; Mn — 2,02; Si — 0,96; Ni — 1,09; Mo — 0,31 [1; 2]) подвергалась цементации в газовой атмосфере при углеродном потенциале 0,7 %. После цементации производился высокотемпературный отпуск (650 °С, 5 ч), нагрев до температуры аустенитизации 900 °С, а затем

была реализована изотермическая закалка в температурном интервале 200...350 °С (ниже температуры  $M_n$  сердцевины).

В результате цементации на поверхности стали сформировался диффузионный слой, содержащий до 0,7 масс. % углерода. Как известно [1; 2], увеличение содержания углерода в стали приводит к снижению температур начала и конца мартенситного превращения. Таким образом, понизив температуру начала мартенситного превращения в диффузионном слое исследуемой стали ниже 300 °С, теоретически можно успешно реализовать изотермическую закалку для формирования в сердцевине пакетной микроструктуры с повышенным количеством стабильного остаточного аустенита [3; 4]. При этом в поверхностном науглероженном слое при изотермической выдержке не должно происходить каких-либо превращений, а при окончательном охлаждении должен сформироваться высокоуглеродистый мартенсит, обеспечивающий повышенную износостойкость поверхности.

Измерение твердости показало, что в результате изотермической закалки при температуре 200 °С наблюдается наименьший уровень твердости поверхностного диффузионного слоя — 56 ...57 HRC. Это связано с тем, что во время охлаждения до температуры 200 °С в диффузионном слое уже формируется некоторое количество мартенсита. В процессе последующей изотермической выдержки происходит отпуск мартенсита, а также некоторое перераспределение углерода и дополнительная стабилизация остаточного аустенита. Итоговая микроструктура представляет собой отпущенный мартенсит и повышенное количество остаточного аустенита, что приводит к некоторому снижению твердости относительно мартенсита, образованного при непрерывном охлаждении от температуры аустенитизации.

Аналогичная микроструктура наблюдается в случае изотермической закалки при температуре 250 °С. При этом твердость поверхностного слоя повышается до 58 HRC. Это связано с меньшим количеством мартенсита, который образовался во время охлаждения до температуры 250 °С и впоследствии претерпел отпуск во время выдержки.

При температуре изотермической выдержки 300 и 350 °С в структуре поверхностного слоя наблюдается свежееобразованный игольчатый высокоуглеродистый мартенсит и остаточный аустенит. Твердость поверхностного слоя составляет 59 ...60 HRC. Таким образом, температура  $M_n$  для цементованного слоя исследуемой стали находится в ин-

тервале температур 250 ...300 °С (в случае цементации при углеродном потенциале атмосферы 0,7 %).

В сердцевине исследуемой стали после реализации изотермической закалки при 200 °С наблюдается микроструктура отпущенного мартенсита, поскольку данная температура изотермической выдержки соответствует температуре  $M_s$  сердцевины. При повышении температуры изотермической выдержки наблюдается уменьшение содержания отпущенного мартенсита и появление в структуре продуктов изотермического превращения переохлажденного аустенита, а также структурных составляющих, содержащих свежееобразованный мартенсит и остаточный аустенит. Твердость сердцевины после реализации ступенчатой закалки в интервале температур 200 ...350 °С практически не изменяется и составляет 42 ...43 HRC.

Таким образом, реализация изотермической закалки цементованной стали позволяет получить сочетание высокой твердости поверхности (до 59 ...60 HRC) при одновременном формировании в сердцевине микроструктуры, содержащей отпущенный мартенсит, бейнит и стабильный остаточный аустенит (до 14 %). При этом в поверхностном цементованном слое после изотермической выдержки в течение 1 ч не наблюдается выделений бейнита, что позволяет применять данную технологию химико-термической обработки для массивных деталей металлургической, горношахтной отраслей, тяжелого машиностроения, работающих в условиях интенсивного износа поверхности и высоких динамических нагрузок.

### Литература

1. Andrews K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures // Journal of the Iron and Steel Institute. 1965. V. 203. № 7. P. 721–727.
2. A new empirical formula for the calculation of  $M_s$  temperatures in pure iron and super-low carbon alloy steels / C. Liu, Z. Zhao, D. O. Northwood, Y. Liu // Journal of Materials Processing Technology. 2001. V. 113. № 1–3. P. 556–562.
3. Speer J. G. Phase transformations in quenched and partitioned steels. In: Phase transformations in steels / ed. by E. Pereloma, D. V. Edmonds. Cambridge : Woodhead Publishing Limited, 2012. P. 247–270.
4. Speer J. G., De Moor E., Clarke A. J. Critical Assessment 7: Quenching and partitioning // Materials Science and Technology. 2015. V. 31. P. 3–9.

УДК 669.15

**М. В. Майсурадзе<sup>1\*</sup>, А. А. Куклина<sup>1</sup>, Д. И. Лебедев<sup>1,2</sup>, А. А. Леонтьева<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева, г. Екатеринбург

\**m. v.maisuradze@urfu.ru*

## СТАБИЛИЗАЦИЯ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ПРИ БЕЙНИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СТАЛИ 25Г2С2Н2МА

Исследованы особенности формирования верхнего и нижнего бейнита в стали 25Г2С2Н2МА (HY-TUF). Определено количество остаточного аустенита в формируемой микроструктуре, а также содержание в нем углерода. Показано, что с понижением температуры превращения количество углерода в остаточном аустените возрастает согласно концентрационной зависимости температуры  $T_0$ , определяющей условия приостановки бейнитного превращения.

*Ключевые слова:* сталь, термическая обработка, бейнит, остаточный аустенит, изотермическая закалка

**M. V. Maisuradze, A. A. Kuklina, D. I. Lebedev, A. A. Leont'eva**

## STABILIZATION OF THE RETAINED AUSTENITE DURING THE BAINITE TRANSFORMATION IN HY-TUF STEEL

The isothermal bainite transformation in HY-TUF steel was studied. The amount of the retained austenite in the microstructure was determined. The carbon content in the retained austenite was calculated. The decrease of the transformation temperature led to the increase of the carbon content in the retained austenite according to the theoretical  $T_0$  dependence.

*Key words:* steel, heat treatment, bainite, retained austenite, isothermal holding

Исследуемая сталь HY-TUF (масс. %: С — 0,24; Cr — 0,31; Mn — 1,35; Si — 1,42; Ni — 1,71; Mo — 0,40 [1]) подвергалась изотермической закалке в температурном интервале 300...490 °С.

Исследование микроструктуры показало, что с изменением температуры изотермической выдержки происходит изменение морфологии



образующегося бейнита: нижний бейнит с тонкопластинчатым строением формируется при температуре 370 °С и ниже; верхний бейнит, состоящий из массивных пластин  $\alpha$ -фазы — в температурном диапазоне 370...490 °С. Микроструктура, полученная после изотермической закалки ниже температуры  $M_n$  (при 300...330 °С), содержит кроме нижнего бейнита также пакеты «первичного» мартенсита, образовавшегося при охлаждении до температуры выдержки. Рентгеноструктурный фазовый анализ также показал наличие 10...15 % остаточного аустенита в микроструктуре исследуемой стали после изотермической закалки в изучаемом интервале температур.

Исследование механических свойств изотермически обработанной стали НУ-TUF указывает на изменение морфологии бейнита, при температуре 370...400 °С. Ударная вязкость верхнего бейнита, образовавшегося в результате изотермической выдержки при температуре 400 ...430 °С, оказалась низкой (0,15 ...0,20 МДж/м<sup>2</sup>), несмотря на значительное содержание остаточного аустенита (10...15 %). Снижение температуры изотермической выдержки до 370 °С обеспечило более высокую ударную вязкость (0,75 МДж/м<sup>2</sup>) вследствие появления в структуре нижнего бейнита. Однако прочность при этом уменьшилась с 1300 ...1400 МПа (при температуре выдержки 400 ...430 °С) до 1180 МПа. Снижение прочности обусловлено более полным протеканием бейнитного превращения при температуре 370 °С и, как следствие, меньшим количеством мартенсита в структуре стали после окончательного охлаждения.

Причина низкой ударной вязкости верхнего бейнита заключается в пониженном содержании углерода в остаточном аустените. Рентгеноструктурный анализ показал, что параметр решетки остаточного аустенита после изотермической выдержки при температуре 430 °С составляет 3,5951 Å, а после превращения при температуре 370 °С — 3,6055 Å. Согласно уравнению (1) [2], данные значения параметра решетки аустенита соответствуют содержанию в нем углерода 1,04 мас. % (для 430 °С) и 1,24 мас. % (для температуры 370 °С):

$$a_\gamma = 3,5467 + 0,0467c_\gamma, \quad (1)$$

где  $a_\gamma$  — параметр решетки, Å;  $c_\gamma$  — концентрация углерода, мас. %.

Полученное содержание углерода в остаточном аустените объясняется термодинамическими условиями процесса образования бейнита в исследуемой стали. В результате расчета, произведенного по методике [3] для стали НУ-TUF, определена концентрационная зависи-



мость температуры  $T_0$ , характеризующая условие приостановки бейнитного превращения при изотермической выдержке. Расчет показал, что при температуре изотермической выдержки  $430^\circ\text{C}$  бейнитное превращение приостанавливается, когда концентрация углерода в непревращенном аустените увеличивается до 1,05 мас. %, а при температуре  $370^\circ\text{C}$  — до 1,23 мас. %. Полученные расчетные значения концентрации углерода в остаточном аустените идеально совпадают с экспериментальными данными.

Содержание углерода в непревращенном аустените определяет степень его стабилизации при комнатной температуре. В случае низкой концентрации углерода в аустените его стабильность оказывается невысокой, вследствие чего хрупкий высокоуглеродистый мартенсит образуется как при охлаждении от температуры изотермической выдержки, так и при невысоких нагрузках в процессе деформации. На рис. приведены дилатометрические кривые, зафиксированные при охлаждении образцов стали НУ-TUF после окончания изотермической выдержки.

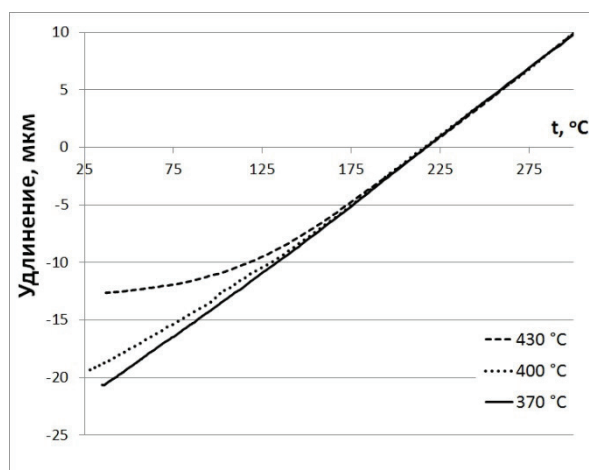


Рис. Зависимость удлинения от температуры при охлаждении образцов стали НУ-TUF после окончания изотермической выдержки

Видно, что в процессе охлаждения после изотермической выдержки при температуре  $430^\circ\text{C}$  образуется значительное количество мартенсита. Это связано с недостаточным содержанием углерода в непревращенном аустените для понижения температуры  $M_n$  до комнатной. При охлаждении с температуры изотермической выдержки  $370^\circ\text{C}$  не наблю-

дается отклонений от линейной зависимости удлинение—температура. Таким образом, изотермическое превращение при температуре 370 °С приводит к обогащению остаточного аустенита углеродом, достаточному для его стабилизации при комнатной температуре.

### **Литература**

1. Майсурадзе М. В., Юдин Ю. В., Куклина А. А. Повышение ударной вязкости при формировании бейнитной структуры в высокопрочной стали HY-TUF // *Металлург*. 2019. № 8. С. 69–76.
2. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels / K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi, S. Hashimoto // *ISI International*. 1992. V. 32. № 12. P. 1311–1318.
3. Bhadeshia H., R. Honeycombe *Steels: Microstructure and Properties*. Elsevier Ltd., 2017. 488 p.

УДК 669.15

**А. А. Куikliна, Ю. В. Юдин, П. Д. Лебедев, М. В. Майсурадзе \***

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\* *m. v.maisuradze@urfu.ru*

## ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ МЕТОДОМ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Методом имитационного моделирования фазового превращения в твердом состоянии определены основные факторы, влияющие на кинетику изотермического бейнитного превращения в легированных сталях. Показано, что на параметры процесса бейнитного превращения оказывает значимое влияние первоначальная конфигурация расположения зародышей новой фазы в объеме металла.

*Ключевые слова:* сталь, бейнит, кинетика, моделирование, изотермическое превращение, уравнение КДМА, уравнение Остина — Риккета

**A. A. Kuklina, Yu. V. Yudin, P. D. Lebedev, M. V. Maisuradze**

## DETERMINATION OF THE FEATURES OF THE BAINITE TRANSFORMATION IN STEELS BY MEANS OF THE COMPUTER SIMULATION

The main factors affecting the kinetics of isothermal bainite transformation in alloyed steels are determined using algorithms of the computer simulation of solid state phase transformation. It is shown that the initial configuration of the new phase nuclei in the metal volume has a significant effect on the bainite transformation parameters.

*Key words:* steel, bainite, kinetics, simulation, modeling, isothermal transformation, JMAK equation, Austin — Rickett equation

Объектом исследования в настоящей работе являются легированные стали 25Г2С2Н2МА [1], 50ХМФА [2]. Математическое описание наблюдаемой кинетики изотермического превращения было осуществлено при помощи уравнения (1) Колмогорова — Джонсона — Мела — Аврами (КДМА) [3] и уравнения (2) Остина — Риккета (ОР) [4].

$$P = 1 - \exp(-k\tau^n), \quad (1)$$

$$P = 1 - (k\tau^n + 1)^{-1}, \quad (2)$$

где  $P$  — доля превращения аустенита,  $\tau$  — время (с),  $k$  — температурно-зависимый коэффициент,  $n$  — показатель степени.

Имитационное моделирование фазового перехода было реализовано в программной среде MATLAB. Более подробно методика моделирования описана в работе [5].

Отмечено, что на кинетических кривых бейнитного превращения, построенных в координатах уравнения КДМА, в основном наблюдается перегиб, характеризующийся изменением показателя степени  $n$  уравнения (1). Исключение составляет случай образования верхнего бейнита в стали 50ХМФА (рис. 1, а): здесь кинетическая кривая в логарифмических координатах уравнения КДМА имеет вид, близкий к линейному. В свою очередь, кинетические кривые в логарифмических координатах уравнения ОР практически всегда имеют линейный вид, за исключением образования верхнего бейнита в стали 50ХМФА при температуре 420 °С (рис. 1, б).

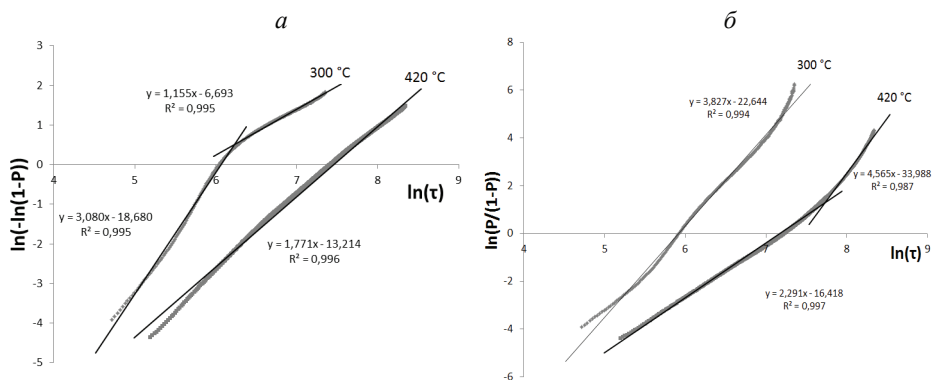


Рис. 1. Кинетические кривые изотермического бейнитного превращения в логарифмических координатах для стали 50ХМФА:  
а — уравнение КДМА (1); б — уравнение ОР (2)

Анализ результатов имитационного моделирования показал, что описание кинетики фазового перехода при помощи уравнения КДМА в случае равномерно расположенных зародышей имеет вид, близкий к линейному в логарифмических координатах, а в случае неоднородно-

го распределения зародышей в объеме куба появляется перегиб на кинетической кривой. При этом кинетические кривые в логарифмических координатах уравнения ОР обладают прямо противоположными характеристиками (рис. 2).

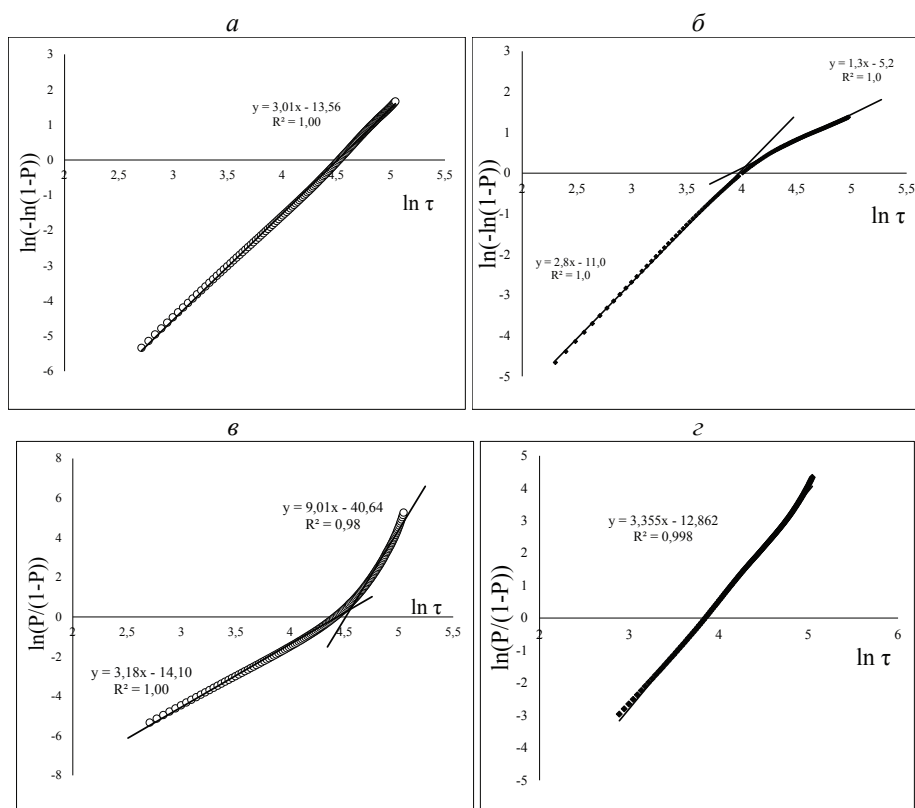


Рис. 2. Кинетическая кривая фазового перехода, полученного в результате имитационного моделирования при начальном расположении зародышей новой фазы в координатах КДМА (*a*, *б*) и в координатах ОР (*в*, *г*):

*a* — в объеме куба случайным образом; *б* — в объеме куба с градиентом концентрации

Таким образом, характер бейнитного превращения в стали обусловлен конфигурацией распределения в объеме аустенита зародышевых центров, способных к росту при конкретной температуре изотермической выдержки.

## Литература

1. Майсурадзе М. В., Юдин Ю. В., Куклина А. А. Повышение ударной вязкости при формировании бейнитной структуры в высокопрочной стали НУ-TUF // *Металлург*. 2019. № 8. С. 69–76.
2. Maisuradze M. V., Yudin Yu. V., Kuklina A. A. A Novel Approach for Analytical Description of the Isothermal Bainite Transformation in Alloyed Steels // *Materials Performance and Characterization*. 2019. V. 8. № 2. P. 80–95.
3. Avrami M. Kinetics of phase change I. General theory // *Journal of Chemical Physics*. 1939. V. 7. P. 1103–1112.
4. Austin J. B., Rickett R. L. Kinetics of the Decomposition of Austenite at Constant Temperature // *Transactions of American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*. 1939. V. 964. P. 1–20.
5. Simulation of Isothermal Austenite Transformation in Steel / Yu. V. Yudin [et al.] // *Steel in Translation*. 2018. V. 48. № 10. P. 684–689.

УДК 669.15

**А. А. Куikliна, Ю. В. Юдин, П. Д. Лебедев, М. В. Майсурадзе \***

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\* *m. v. maisuradze@urfu.ru*

## ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ НА КИНЕТИКУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Методом имитационного моделирования установлено влияние скорости зарождения на кинетику фазового превращения в твердом состоянии. Показано, что при увеличении скорости зарождения повышается адекватность описания кинетики превращения уравнением Колмогорова — Джонсона — Мела — Аврами.

*Ключевые слова:* сталь, бейнит, кинетика, моделирование, изотермическое превращение, уравнение КДМА, уравнение Остина — Риккета

**A. A. Kuklina, Yu. V. Yudin, P. D. Lebedev, M. V. Maisuradze**

## EFFECT OF THE NUCLEATION RATE ON THE PHASE TRANSFORMATION KINETICS

The effect of nucleation rate on the transformation kinetics is determined using algorithms of the computer simulation of solid state phase transformation. It is shown that the increase of the nucleation rate leads to the increase of the adequacy of the mathematical description of the transformation kinetics by the JMAK equation.

*Key words:* steel, bainite, kinetics, simulation, modeling, isothermal transformation, JMAK equation, Austin — Rickett equation

Имитационное моделирование фазового перехода было реализовано в программной среде MATLAB. Более подробно методика моделирования описана в работе [1]. Математическое описание кинетики фазового превращения осуществлено при помощи уравнений Колмогорова — Джонсона — Мела — Аврами (1) (КДМА) [2] и Остина — Риккета (2) (ОР) [3].

$$P = 1 - \exp(-k\tau^n), \quad (1)$$

$$P = 1 - (k\tau^n + 1)^{-1}, \quad (2)$$

где  $P$  — доля превращения;  $\tau$  — время, с;  $k$  — температурно-зависимый коэффициент;  $n$  — показатель степени.

Проведена оценка влияния скорости образования новых зародышевых центров в процессе фазового превращения для первоначального неоднородного их распределения. Для этого в ходе превращения в объем куба добавлялись новые зародыши второй фазы с интенсивностью от 0,2 до 20 зародышей в такт. В итоге установлено, что при увеличении скорости зарождения второй фазы кинетическая кривая в логарифмических координатах КДМА стремится к линейному виду (рис. 1, а), а на кривой в координатах ОР появляется характерный перегиб (рис. 1, б). Тем самым понижается адекватность описания кинетики превращения уравнением ОР.

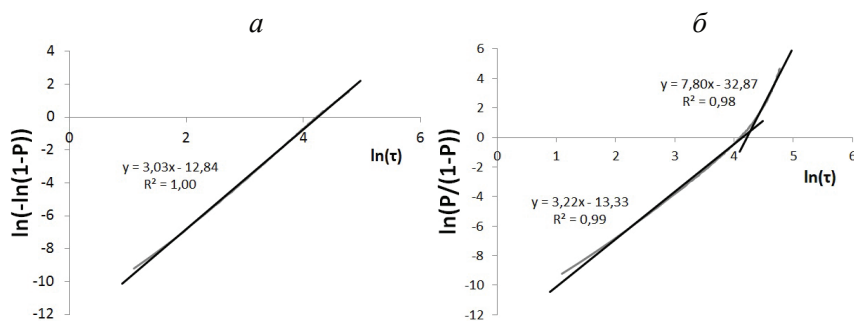


Рис. 1. Кинетические кривые фазового перехода в расчетном объеме куба при наличии градиента концентрации зародышей и скорости зарождения 5-ти зародышей/такт:

а — уравнение КДМА (1); б — уравнение ОР (2)

В качестве критерия, показывающего изменение кинетики превращения, было выбрано отношение суммы квадратов разностей между наблюдаемой кинетикой нарастания второй фазы и рассчитанной по уравнению КДМА ( $S_{\text{КДМА}}$ ) к сумме квадратов разностей между наблюдаемой кинетикой и рассчитанной по уравнению ОР ( $S_{\text{ОР}}$ ). Чем больше сумма квадратов разностей, тем ниже адекватность математического описания наблюдаемой кинетики каким-либо уравнением. Как показано на рис. 2, при нулевой скорости зарождения и исходном неравномерном расположении зародышей в объеме куба наблю-



дается максимальное значение отношения  $S_{\text{КДМА}}/S_{\text{ОР}}$ , то есть адекватность описания кинетики превращения выше для уравнения ОР. При повышении скорости зарождения выше 1-й частицы за такт отношение  $S_{\text{КДМА}}/S_{\text{ОР}}$  резко уменьшается, что свидетельствует о повышении адекватности уравнения КДМА при описании кинетики превращения по сравнению с уравнением ОР.

Поскольку в подавляющем большинстве случаев экспериментально наблюдаемая кинетика изотермического бейнитного превращения наиболее адекватно описывается при помощи уравнения ОР, то, вероятнее всего, в процессе бейнитного превращения в исследуемых сталях не происходит образования новых зародышевых центров, либо скорость зарождения пренебрежимо мала. Превращение в этом случае реализуется главным образом за счет роста зародышей, сформировавшихся в объеме аустенита к моменту охлаждения от температуры аустенитизации до температуры изотермической выдержки ниже температуры начала бейнитного превращения.

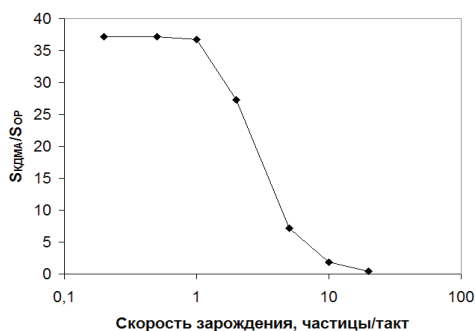


Рис. 2. Зависимость отношения суммы квадратов разностей между наблюдаемой кинетикой фазового превращения и рассчитанной по уравнениям КДМА и ОР от скорости зарождения

Таким образом, на начальном этапе бейнитное превращение реализуется по аналогии с мартенситным превращением: переохлаждение ниже термодинамически обоснованной температуры  $B_n$  приводит к формированию определенного количества зародышей, количество которых зависит от степени переохлаждения. Впоследствии данные зародыши растут послойно, равномерно, что характерно для диффузионно-контролируемого процесса, а новые зародыши в процессе выдержки не образуются.

### **Литература**

1. Simulation of Isothermal Austenite Transformation in Steel / Yu. V. Yudin [et al.] // Steel in Translation. 2018. V. 48. № 10. P. 684–689.
2. Avrami M. Kinetics of phase change I. General theory // Journal of Chemical Physics. 1939. V.7. P. 1103–1112.
3. Austin J. B., Rickett R. L. Kinetics of the Decomposition of Austenite at Constant Temperature // Transactions of American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. 1939. V. 964. P. 1–20.

УДК 669018

**А. А. Гусев\*, Е. С. Алиева, Н. П. Ануфриев**

Екатеринбургский филиал ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Екатеринбург

\**AAGusev@sinara-group.com*

Научный руководитель — канд. техн. наук С. М. Битюков

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ X80 13Cr, СТОЙКИХ К УГЛЕКИСЛОТНОЙ КОРРОЗИИ**

Проведена лабораторная выплавка экспериментальных марок стали типа 13Cr с различным содержанием никеля, молибдена и ниобия. Выбраны рациональный химический состав стали и режим термической обработки, обеспечивающие получение механических свойств, соответствующих группе прочности X80 13Cr.

*Ключевые слова:* механические свойства, твердость, закалка, отпуск, микроструктура, термическая обработка, химический состав

**A. A. Gusev, E. S. Alieva, N. P. Anufriev**

## **THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-CHROMIUM STEELS GRADE X80 13CR, RESISTANT TO CARBON DIOXIDE CORROSION**

Laboratory smelting of experimental grades of steel of type 13Cr with various contents of nickel, molybdenum and niobium was carried out. The rational chemical composition of the steel and the heat treatment mode were selected, which ensure obtaining mechanical properties corresponding to the strength group X80 13Cr.

*Key words:* mechanical properties, hardness, quenching, tempering, microstructure, heat treatment, chemical composition

**Ц**елью настоящей работы является освоение производства труб из высокохромистых сталей группы прочности X80 13Cr для строительства внутрипромысловых трубопроводов, эксплуатируемых на месторождениях, осложненных углекислотной коррозией.

Для выбора рационального химического состава в лабораторных условиях выполнили четыре экспериментальных плавки сталей типа 13Сг с различным содержанием никеля, молибдена и ниобия. Выплавленные слитки были прокатаны в полосовой прокат размером  $700 \times 170 \times 10$  мм.

Термическую обработку провели по режиму: закалка от  $960^\circ\text{C}$ , 30 мин, охлаждение на воздухе с последующим высоким отпуском.

На рисунке 1 приведена микроструктура исследуемых сталей в закаленном и отпущенном состоянии.

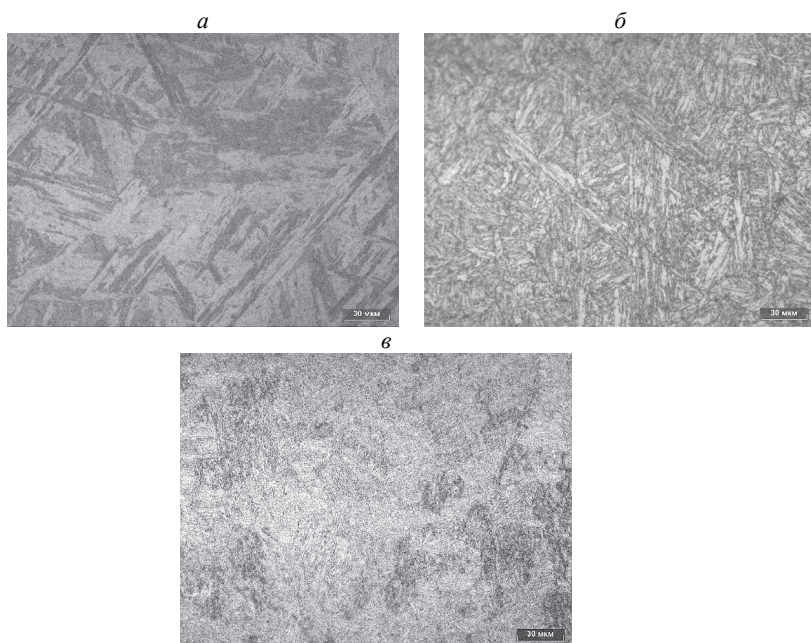


Рис. 1. Микроструктура исследуемых сталей типа 13Сг различных режимах термообработки:

*a* — закалка от  $960^\circ\text{C}$ ; *б* — отпуск при  $610^\circ\text{C}$ ; *в* — отпуск при  $700^\circ\text{C}$

На рис. 1, *a* микроструктура стали 13Сг после закалки от  $960^\circ\text{C}$  состоит из крупноигльчатого реечного мартенсита. На рис. 1, *б* после отпуска при  $610^\circ\text{C}$  сохраняется игльчатая структура сорбита и отпущенного мартенсита. Задержка распада мартенсита обусловлена легированием стали 13-ю % хрома, который снижает скорость диффузии углерода в  $\alpha$ -растворе. Дополнительно хром и молибден повышают прочность межатомных связей в решетке  $\alpha$ -раствора, затрудняя пере-

ход атомов через границу  $\alpha$ -раствор — карбид [1]. На рисунке 1, в после отпуска при температуре 700 °С в структуре наблюдается сорбит отпуска. В микроструктуре исследуемых сталей отсутствует  $\delta$ -феррит, оказывающий негативное влияние на вязко-пластические свойства [2].

На рисунке 2 приведены значения твердости исследуемых сталей после закалки и различных температур отпуска.

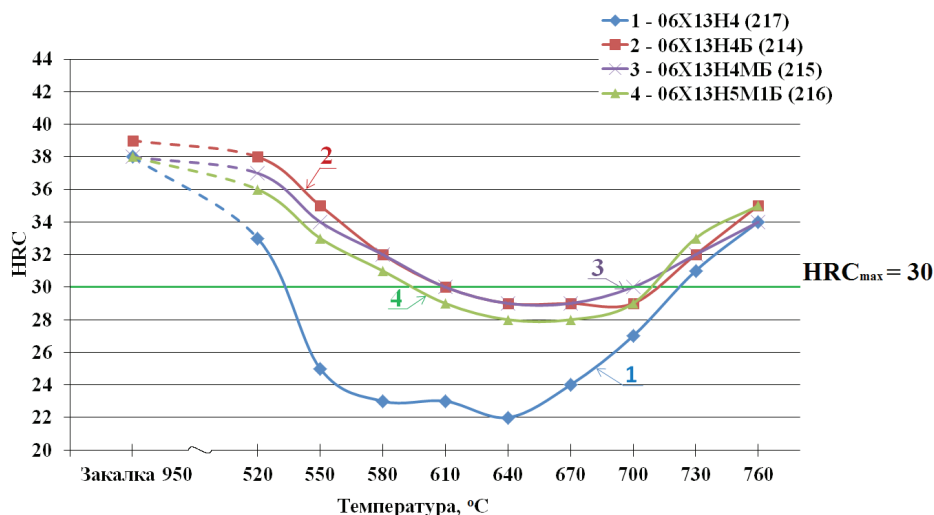


Рис. 2. Зависимость твердости исследуемых сталей от температуры отпуска

Минимальная твердость получена для стали, не содержащей молибден и ниобий. Добавление карбидообразующих легирующих элементов привело к существенному повышению твердости.

Повышение значений твердости после отпуска выше 640–670 °С, по-видимому, связано с переходом в межкритический интервал температур из-за нагрева стали выше температуры  $A_{c1}$ .

По результатам испытаний образцов на растяжение и ударный изгиб выбраны рациональный химический состав стали и режим термической обработки, обеспечивающие получение механических свойств, соответствующих группе прочности X80 13Cr по стандарту DNV-OS-F101, представленные в табл. форме.

Механические свойства стали типа 13Cr после отпуска при 640 °С

$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,5}$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %
799	675	679	17,2	73

**Литература**

1. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М. : Металлургия, 1978. 392 с.
2. Физическое материаловедение / Б. А. Калинин [и др.]. М. : МИФИ, 2008. Т. 6, ч. 1. 672 с.

.....

## **СЕКЦИЯ 2**

Фазовые превращения  
в металлах и сплавах  
при деформационном  
и термическом воздействии

.....

УДК 669.295'71

**А. О. Петрова<sup>1,2\*</sup>, К. И. Луговая<sup>1</sup>, Р. И. Петров<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

\*anastasia.slukina@mail.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук А. А. Попов

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ И РОСТА ФАЗЫ $Ti_3Al$

Изучены процессы выделения  $\alpha_2$ -фазы в сплаве Ti17 ат. %Al в зависимости от исходной структуры. Установлено, что в случае исходной мартенситной структуры  $\alpha$ -фаза выделяется равномерно по телу зерна, а в случае исходного метастабильного  $\alpha$ -твердого раствора реализуется спинодальный механизм превращения.

*Ключевые слова:* титановый сплав, интерметаллидные частицы,  $\alpha_2$ -фаза, упорядочение, размер частиц, механизм образования

**A. O. Petrova, K. I. Lugovaya, R. I. Petrov**

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE MECHANISMS OF PRECIPITATION AND GROWTH OF THE $Ti_3Al$ PHASE

The processes of precipitation of the  $\alpha_2$ -phase in the Ti17at. %Al alloy were studied, depending on the initial structure. It was found that in the case of the initial martensitic structure, the  $\alpha$  phase is released uniformly over the grain body, and in the case of the initial metastable  $\alpha$  solid solution, the spinodal transformation mechanism is realized.

*Key words:* titanium alloy, intermetallic particles,  $\alpha_2$ -phase, ordering, particle size, formation mechanism

**И**сследование было проведено на образцах сплава Ti17 ат. %Al. Предварительно литую структуру гомогенизировали при температуре 1200 °С в течение 4 часов с последующим замедленным охлаждением в печи. Термическая обработка заключалась в следующем:



1) нагрев до температуры 950 °С с выдержкой 1 час, и последующей закалкой в воде. Далее было произведено старение образцов при различных температурах, а именно, при 500 °С с выдержкой в течение 100 и 150 часов, старение при температурах 650 и 700 °С с выдержкой 150 и 300 часов;

2) нагрев до температуры 1200 °С с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воде. Далее было произведено старение образцов при температуре 500 °С с выдержкой в течение 50 и 100 часов при температуре 700 °С с выдержкой 150 и 300 часов.

Основываясь на результатах дифференциально-сканирующей калориметрии и удельного электрического сопротивления установлено, что в интервалах температур 300...580; 700...800 и 911...996 °С происходят фазовые превращения.

После высокотемпературной обработки с последующей закалкой в воде в исходной мартенситной структуре наблюдается равномерное образование дисперсных частиц  $\alpha_2$ -фазы по телу зерна. Доказательств спинодального характера превращения не зафиксировано. Установлено, что закалка с 950 °С сопровождается образованием микрообластей размером 4–6 нм, обогащенных Al. Это свидетельствует о протекании превращения по механизму спинодального распада. В процессе старения с увеличением температуры и времени выдержки в этих областях появляются частицы  $\alpha_2$ -фазы.

После старения при температуре 500 °С с увеличением времени выдержки до 150 часов дисперсные частицы растут незначительно, а именно до 10...15 нм (рис. 1, а, б). При повышении температуры старения до 650 °С в структуре наблюдается изменение формы со сферической на вытянутую эллипсоидальную, а также установлено, что с повышением времени выдержки до 300 часов размер частиц составляет 65 нм (большая ось) и 28 нм (меньшая ось). Во время старения при 700 °С в течение 300 часов размер частиц составляет 130 нм (большая ось) и 55 нм (меньшая ось), они ориентированы относительно направления [001] $\alpha$  (рис. 1, в, г). Различий в вытянутости дисперсной  $\alpha_2$ -фазы после старения при 700 °С и при 650 °С почти не наблюдается.

Выявлено, что в процессе старения после высокотемпературной обработки на 1200 °С с последующей закалкой в воде прослеживается такая же тенденция, как и после закалки с температуры 950 °С. В результате старения при температуре 500 °С с повышением времени выдержки с 50 до 100 часов дисперсные частицы  $\alpha_2$ -фазы растут

с 10...20 нм до 20...30 нм соответственно (рис. 2, а, б). Последующее повышение температуры старения до 700 °С при времени выдержки в течение 150 часов приводит к изменению формы дисперсных частиц со сферической на вытянутую, их размер составляет 110 нм (большая ось) и 30 нм (меньшая ось) (рис. 2, в). Увеличение времени выдержки до 300 часов приводит к их росту. Средний размер равноосных частиц  $\alpha_2$ -фазы составляет порядка 130 нм (большая ось) и 50 нм (меньшая ось), они ориентированы относительно направления  $[001]\alpha$  (рис. 2, г).

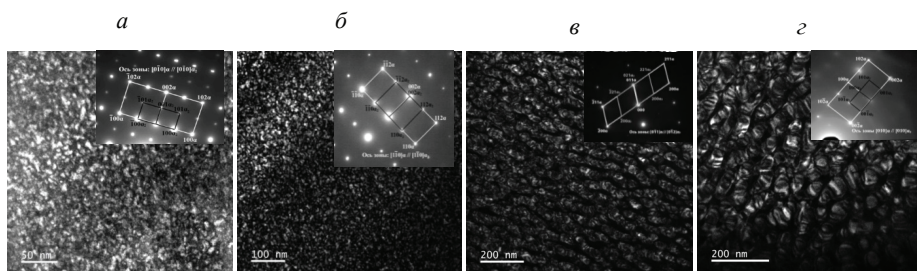


Рис. 1. Микроструктура сплава Ti–17Al после закалки с температуры 950 °С с последующим старением:

а — 500 °С, 100 часов; б — 500 °С, 150 часов;  
в — 700 °С, 150 часов; г — 700 °С, 300 часов

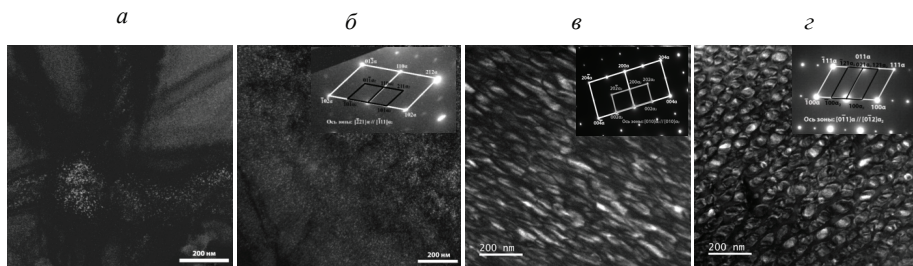


Рис. 2. Микроструктура сплава Ti–17Al после закалки с температуры 1200 °С с последующим старением:

а — 500 °С, 50 часов; б — 500 °С, 100 часов; в — 700 °С, 150 часов;  
г — 700 °С, 300 часов

Таким образом установлено, что характер расположения частиц при старении закаленных образцов с 950 и 1200 °С одинаков. Частицы расположены равномерно по объему зерна. При аналогичных режимах старения размер частиц после обработки на 950 °С несколько выше, чем в случае закалки с 1200 °С.

УДК 669.15'786—194

**К. А. Мамчиц<sup>1, 2\*</sup>, С. Х. Эстимирова<sup>1, 2</sup>, А. И. Килин<sup>1, 2</sup>**

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург

\* *ksenija.alejandrovna@gmail.com*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. В. Березовская

## **ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ДВУХФАЗНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ Cr–Mn–Mo-СТАЛИ ПРИ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКЕ**

Исследовали структуру безникелевой Cr–Mn–Mo-стали с высоким содержанием азота (0,34 %), образующуюся в результате термической обработки по разным схемам закалки и старения. Использовали металлографический метод, рентгеноструктурный фазовый анализ и измерение твердости. В процессе термообработки аустенит и феррит распадались с образованием нитридов и интерметаллидной  $\sigma$ -фазы и испытывали полиморфные превращения. Наблюдалось также расслоение феррита с образованием обогащенной хромом фазы. Дуплексная структура (с содержанием каждой фазы около 47 %) была получена после закалки от 1150 °С и старения при 700 °С.

*Ключевые слова:* сталь дуплекс, твердость, нитриды,  $\sigma$ -фаза, расслоение феррита

**K. A. Mamchits, S. Kh. Estimirova, A. I. Kilin**

## **FORMATION OF THE STRUCTURE OF A TWO-PHASE HIGH-NITROGEN Cr–Mn–Mo-STEEL IN HEAT TREATMENT**

We studied the structure of nickel-free Cr–Mn–Mo steel with a high nitrogen content (0,34 %), formed as a result of heat treatment according to different quenching and aging schemes. The metallographic method, X-ray phase analysis and hardness measurement were used. During heat treatment, the austenite and ferrite of the studied steel decomposed with the formation of nitrides and the intermetallic  $\sigma$ -phase and experienced polymorphic transformations. Separation of ferrite was also observed with the formation of a chromium-enriched phase. A duplex

structure (with a content of each phase of about 47 %) was obtained after quenching from 1150 °C and aging at 700 °C.

*Key words:* steel duplex, hardness, nitrides,  $\sigma$ -phase, separation of ferrite.

Аустенитные Cr–Mn–Mo-стали с содержанием азота около 0,8 % характеризуются наилучшим сочетанием механических и коррозионных свойств наряду с другими аустенитными сталями с более низким содержанием азота [1–2]. Однако высокое содержание азота в сталях требует специальных методов их производства. Нержавеющая сталь Duplex (DSS) обычно содержит такие легирующие элементы, как никель, хром, молибден и азот. Особый интерес представляют мало-никелевые и безникелевые дуплексные стали [3]. Целью работы была оптимизация термической обработки безникелевой стали с высоким содержанием азота для получения дуплексной структуры.

Мы исследовали высокоазотистую Cr–Mn–Mo-сталь химического состава (масс. %): 0,07 C; 0,34N; 12,9Mn; 0,66Si; 0,002S; 0,007P; 15,94Cr; 0,11Ni; 3,24 Mo; 0,05V. В исходном состоянии сталь подвергали горячей пластической деформации путемковки при 1250 °C. Заготовки закачивали от температур 1000, 1050, 1100 и 1150 °C с выдержкой в течение часа и охлаждением в воде. Готовые образцы выдерживались при 500, 600, 700 и 800 °C в течение часа. Индекс PREN, рассчитанный для исследуемой стали, составлял 32. Микроструктуру стали изучали на оптическом микроскопе Альтами MET 1M при поддержке программы Altami Studio; фазовый состав исследовали на дифрактометре Shimadzu XRD — 7000 в медном  $K_{\alpha}$ -излучении; твердость измеряли методом Виккерса на приборе Akashi AVK.

Согласно рентгеноструктурному фазовому анализу основными фазами, содержащимися в стали после различных режимов термической обработки, были аустенит и феррит в разных соотношениях. Кроме того, на дифрактограммах были отмечены пики низкой интенсивности, соответствующие нитриду CrN, наиболее вероятно карбонитриду Cr (C, N) и  $\sigma$ -фазе. Зависимость содержания основных фаз в стали, закаленной от 1150 °C, от температуры старения показала, что после старения при 700 °C в структуре стали содержится около 47 % каждой фазы (рис. 1). Фазовый состав стали представлен в табл. 1.

Твердость стали приведена на рис. 2.

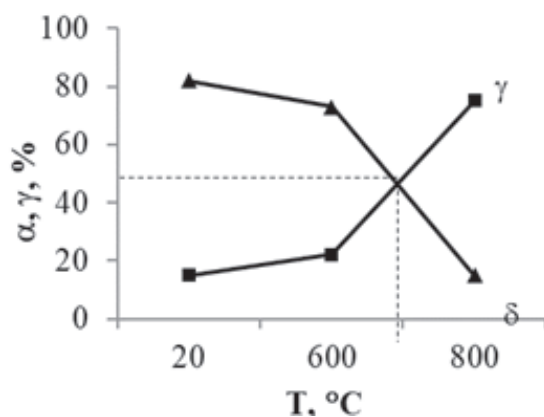


Рис. 1. Влияние температуры старения на содержание основных фаз в стали, закаленной от 1150 °C

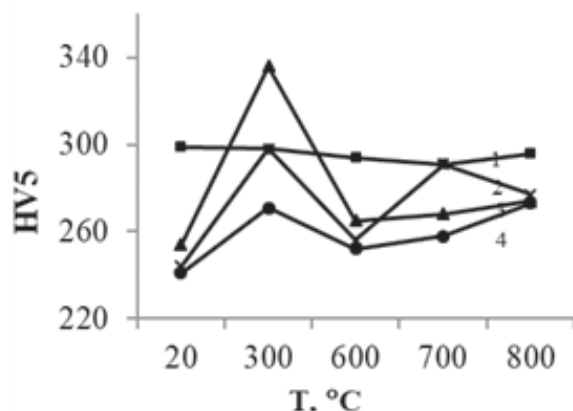


Рис. 2. Влияние старения на твердость стали после закалки от температур, °C:  
1 — 1000; 2 — 1050; 3 — 1100; 4 — 1150

После закалки при 1000 °C старение не оказало существенного влияния на твердость стали в результате неполного растворения избыточных фаз в аустените в исходном состоянии. По той же причине закаленная от этой температуры сталь имела наибольшую твердость. Твердость образцов, закаленных от более высоких температур, также заметно повышается после старения при 300 °C; однако чем выше температура старения, тем меньше эффект упрочнения. По результатам рентгеноструктурного анализа в структуре стали после старения

при этой температуре в результате расслоения феррита наблюдалось образование богатого хромом  $\alpha$ -твердого раствора ( $\alpha_{Cr}$ ).

Таблица

Фазовый состав стали после закалки от 1150 °С

Температура старения, °С	Содержание фаз, %		
	$\alpha$	$\gamma$	$\sigma$
—	82	15	3
600	73	22	5
800	15	75	10

Из рис. 3 видно, что закалка от температуры 1150 °С и дальнейшее старение обеспечивают однородную структуру стали с небольшой долей (3–5 %)  $\sigma$ -фазы вдоль границ зерен, хотя после старения при 800 °С ее содержание достигало 10 %.

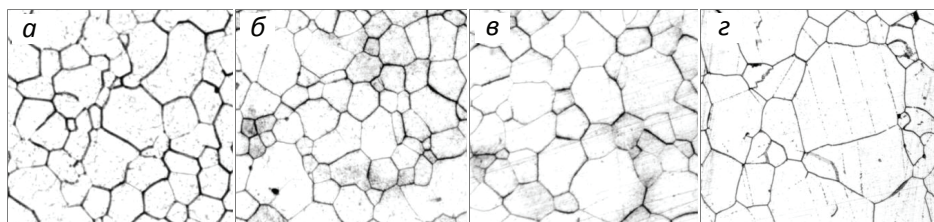


Рис. 3. Микроструктура исследованной стали после закалки от 1150 °С: без старения (а) и со старением при температуре, °С: 600 (б); 700 (в) и 800 °С (г)

### Литература

1. Speidel H. J. C., Speidel M. O. Nickel and Chromium based High Nitrogen Alloys // HNS 2003. High Nitrogen Steels. Zurich, Swiss Federal Institute of Technology, Zurich. 2003. P. 101–112.
2. Merkushkin E. A., Berezovskaya V. V., Shpaidel M. Prediction of Corrosive Characteristics of High-Nitrogen Austenite Steels Based on Correlation Equation of Pitting Potential / Inorganic Materials: Applied Research, 2017, Vol. 8, №. 4. P. 491–493.
3. Singhal L. K., Poojary P. T., Kumar A. Comparative evaluation of low nickel and nickel free lean duplex stainless steels with 316L in a variety of corrosive media // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2013. 66 (1). P. 25–31.



УДК 620.18

**А. Тёммес\*, И. В. Иванов, А. А. Руктуев**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

\**Thoemmes.alexander@yandex.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук И. А. Батаев

## ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ РЕШЕТКИ СПЛАВА Ti–25Nb ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Исследовался образец сплава Ti–25Nb. Для анализа фазовых превращений при термической обработке использовалось синхротронное излучение. Показано, что при нагревании  $\alpha''$ -фаза переходит в промежуточную  $\alpha'$ -фазу перед переходом в  $\beta$ -фазу.

*Ключевые слова:* биоматериалы, титановые сплавы, синхротрон

**A. Thoemmes, I. V. Ivanov, A. A. Ruktuev**

## PHASE COMPOSITION AND CHANGE OF LATTICE PARAMETERS OF Ti–25Nb DURING HEAT-TREATMENT

One Ti–25Nb sample has been researched. Synchrotron radiation was used to research the phase formation process during heat treatment in-situ. It was shown that during heating the  $\alpha''$ -phase transform into an intermediate  $\alpha'$ -phase before transforming into  $\beta$ -phase.

*Key words:* Ti alloys, metallic biomaterial, synchrotron

**Ti**–Nb alloys exhibit several technologically interesting mechanical and functional properties, such as a relatively low modulus and microhardness as well as shape memory effect for some particular compositions [1; 2]. The low Young's modulus together with the high biocompatibility is a key feature for the use of Ti–Nb alloys for application in medicine. The basis of the shape memory effect is a thermoelastic martensitic transformation between the high temperature body centred  $\beta$  phase and the orthorhombic  $\alpha''$ -phase. A microstructure which fully consists of  $\alpha''$ -phase is considered to exhibit a Young's modulus close to the Young's modulus of human bone.

With the use of metallic biomaterials which have a Young's modulus close to the modulus of human bone the so called "stress shielding effect" could be obsolete. The aim of the present work is to investigate the formation mechanisms during heat treatment of a Ti-Nb alloy.

One binary Ti-Nb alloy containing 25 wt. % Nb was synthesized using commercially pure Ti (VT1-0) and Nb (Nb-1). The initial materials were melted in a BUHLER arc furnace. The received button shaped alloy was remelted and suction cast into a cylindrical water-cooled copper crucible with a diameter of 5 mm. The diffraction studies with the use of synchrotron radiation were conducted in line P07 of the DESY electron synchrotron (Hamburg, Germany). The samples were placed in a dilatometer and heated (heating rate: 30 °C/min) to 900 °C, hold 10 min at 900 °C and then cooled (cooling rate: 50 °C/min) to RT. Further details about the alloy synthesis and the refinement procedure are given in [3].

The weight loss of the suction cast samples was found to be 0,44 % which indicates that the remelting process of initial Ti and Nb does not cause a change in composition. Selected SXRD patterns of the Ti-25Nb samples are plotted in Fig. 1.

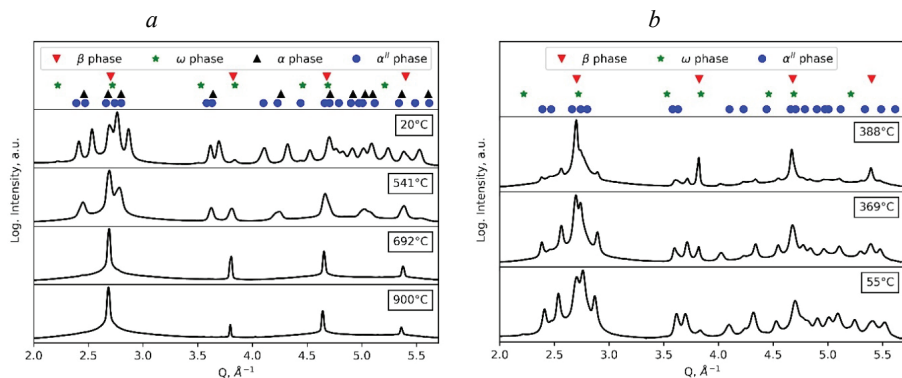


Fig. 1. Selected SXRD Patterns collected:  
*a* — during heating and *b* — during cooling

From the SXRD patterns presented in Fig. 1, *a* (collected during heating) it can be seen that at RT in the sample a mixture of ( $\alpha'' + \beta + \omega$ )-phase was present. When the temperature was increased the  $\alpha''$ -phase transformed into alpha/ $\alpha'$  as an intermediate phase to the final high temperature  $\beta$ -phase. After a temperature of 541 °C the transformation  $\alpha''$  to  $\alpha'$  was completed. At a



temperature of 692 °C the  $\alpha'$  transformed completely to  $\beta$ -phase. Up to the holding temperature no further transformation took place. The SXRD patterns collected during cooling are presented in Fig. 1, *b*. When the temperature during cooling reaches 388 °C the formation of  $\alpha''$ -phase starts. This martensitic transformation ends at a temperature of 369 °C. During further cooling no other phases form. The collection of SXRD patterns was stopped when the temperature reached 55 °C. At this temperature the sample mainly consists of a ( $\alpha'' + \beta$ )-phase mixture accompanied with a minor amount of  $\omega$ -phase.

In Table the lattice parameters of different phases are presented. It is obvious that most of the lattice parameters of  $\alpha''$  and  $\omega$  are after the cooling process slightly bigger than before the heating. The lattice parameters of the  $\beta$  phase increase during heating and decrease during cooling, what follows the rules of expansion during heating.

Table

Lattice Parameters of different phases at different temperatures.

Temp., °C	$\alpha''$ -phase			$\alpha'$ -phase		$\beta$ -phase	$\Omega$ -phase	
	<i>a</i> , Å	<i>b</i> , Å	<i>c</i> , Å	<i>a</i> , Å	<i>c</i> , Å	<i>a</i> , Å	<i>a</i> , Å	<i>c</i> , Å
20	3,060	4,958	4,670	—	—	3,275	4,635	2,831
541	—	—	—	2,966	4,702	3,298	—	—
692	—	—	—	—	—	3,305	—	—
900	—	—	—	—	—	3,262	—	—
388	3,127	4,927	4,633	—	—	3,292	—	—
369	3,122	4,902	4,668	—	—	3,289	4,622	2,891
55	3,071	4,952	4,662	—	—	3,276	4,640	2,835

The experimental results indicated that both the phase composition as well as the lattice parameters of the different phases depend strongly on the temperature. It was shown that a cooling rate of 50 °C/min is not high enough of to receive a volume fraction of  $\omega$  phase as high as received after suction casting.

The work was carried out within the framework of the C-19–15 project of a competition among young scientists on the topic „Investigation of the evolution of the structure of surface layers of titanium alloys subjected to simultaneous frictional and corrosive impacts in ex-situ and in-situ modes using synchrotron radiation“ in 2019. Materials characterization was carried out at NSTU Materials Research Center.

## Literature

1. Thoemmes A., Ivanov I. V., Ruktuev A. A. Characterization of Ti–xNb ( $x = 25–35$ ) Alloys in as Melt and Annealed States // Materials Science Forum. 2019. V. 946. P. 287–292
2. Thoemmes A., Ivanov I. V., Kashimbetova A. A. Comparison of Mechanical Properties and Microstructure of Annealed and Quenched Ti–Nb Alloys // Key Engineering Materials. 2018. V. 769. P. 29–34.
3. Structure and Phase Composition of Biomedical Alloys of the Ti–Nb System in Cast Condition and After Heat Treatment / A. Thoemmes [et. al] // MET SCI HEAT TREAT. 2019. № 9. P. 659–665.

УДК 621 77

**И. С. Зуйко**

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
г. Белгород

*zuiko.ivan@gmail.com*

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук Р. О. Кайбышев

## ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Cu–Mg ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ И СТАРЕНИЯ

В работе было исследовано влияние термомеханической обработки, включающей обработку на твердый раствор, закалку, холодную прокатку и последующее искусственное старение, на микроструктуру и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава AA2519 (Al–5,64Cu–0,33Mn–0,23Mg (вес. %)). Искусственное старение (190 °C) после прокатки с обжатием 80 % приводит к выделению стабильной  $\theta$ -фазы ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) по границам деформационного происхождения.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, Al–Cu–Mg, термомеханическая обработка, старение, микроструктура, фазовый состав, механические свойства

**I. S. Zuiko**

## PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF Al–Cu–Mg ALLOY AFTER COLD ROLLING AND AGING

In the work, the effect of thermomechanical treatment, including solid solution treatment, cold rolling and subsequent artificial aging, on the microstructure and mechanical properties of the high-strength aluminum alloy AA2519 (Al–5,64Cu–0,33Mn–0,23Mg (wt. %)) was studied. Pre-straining significantly increases the performance of alloy mechanical properties. However, as a consequence of ageing (at 190 °C), it was found that precipitates of stable  $\theta$ -phase ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) nucleate at the deformation bands.

*Key words:* aluminum alloys, Al–Cu–Mg, thermomechanical treatment, ageing, microstructure, phase composition, mechanical properties

Развитие машиностроения стимулирует поиски новых конструкционных материалов, обладающих высокими показателями удельной прочности. Интерес обусловлен экономической целесообразностью создания еще более прочных и легких конструкций. Поэтому повышение прочности сплавов является актуальной задачей как с научной, так и с практической точки зрения.

Благодаря высокому пределу текучести в сочетании с отличной пластичностью сплавы системы легирования Al–Cu–Mg получили широкое распространение. Как правило, свойства достигаются после обработки, которая включает закалку и старение. Иногда для ускорения и усиления эффекта старения в промежутке между закалкой и старением проводят холодную пластическую деформацию. Такая обработка обеспечивает прирост прочности за счет выделения большего количества дисперсных промежуточных фаз, которые могут зарождаться как гомогенно в теле зерен, так и на дефектах кристаллической решетки (дислокациях, малоугловых границах и т. д.) [1–3].

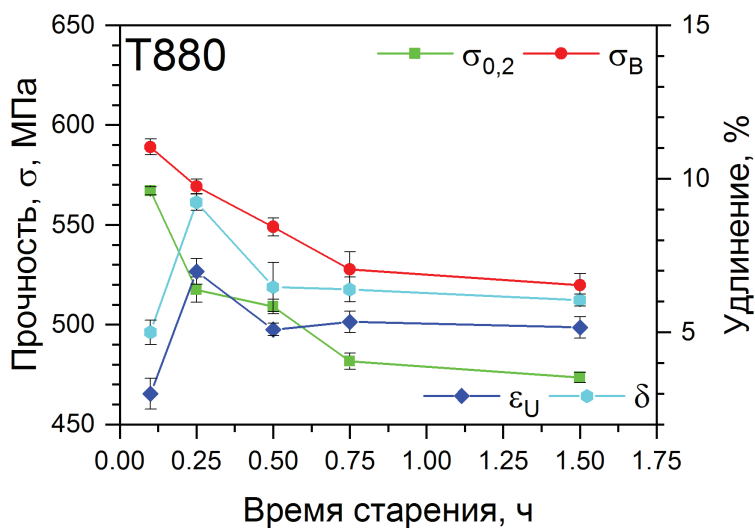


Рис. 1. «Кривые старения» (зависимости прочности и пластичности) сплава AA2519

В качестве стандартной термомеханической обработки для сплава AA2519 (Al–5,64Cu–0,33Mn–0,23Mg (вес. %)) используется обработка T87 [4; 5]. Для оценки возможности повышения механических свойств в работе исследовано влияние термомеханической обработ-

ки, включающей большую пластическую деформацию методом прокатки с обжатием 80 %.

Условия получения слитка, режимы гомогенизационного отжига и горячей деформации сообщались ранее [4; 5]. Из центральной части горячекатаного листа была вырезана пластина толщиной 15 мм. Ее выдержали при 535 °С в течение 1 часа и закалили в холодную воду. Затем прокатали на 80 % при комнатной температуре и отожгли (состарили) при  $T = 190$  °С в течении получаса. Условия испытания на одноосное растяжение и пробоподготовка образцов для ПЭМ представлены в работах [4; 5].

Механические свойства. В ходе исследований было установлено, что после прокатки сплав демонстрирует:  $\sigma_{0,2} = 567 \pm 2$  МПа,  $\sigma_B = 589 \pm 4$  МПа,  $\delta = 5$  %. Эволюция прочности и пластичности в зависимости от времени старения представлены на рис. Необходимо отметить, что с ростом продолжительности старения происходит непрерывное снижение показателей прочности.

Морфология и фазовый состав дисперсных частиц. Типичная микроструктура сплава AA2519 после исследуемой термомеханической обработки представлена на рис. 2. Анализ снимков ПЭМ и картин дифракции установил, что помимо упрочняющих  $\theta'$ - и  $\Omega$ -фаз [4; 5], по границам деформационного происхождения появляется стабильная  $\theta$ -фаза ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) (рис. 3).

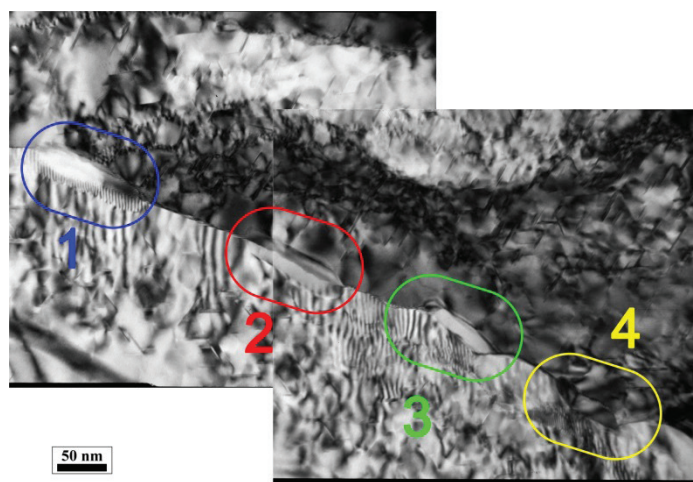


Рис. 2. Микроструктура сплава AA2519 после прокатки с обжатием 80 % и старения при 190° в течении 30 мин

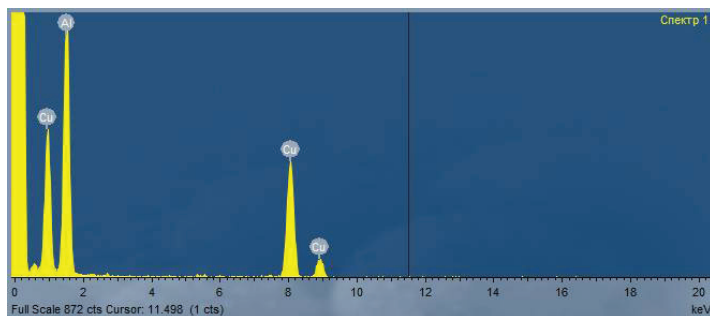


Рис. 3. Типичный спектр частиц сплава AA2519, выделенных на рис. 2, после прокатки с обжатием 80 % и старения при 190° в течение 30 мин

Таким образом, можно предположить: 1) промежуточная деформация методом прокатки приводит к значительному увеличению прочностных свойств сплава; 2) последующее высокотемпературное старение приводит к деградации механических свойств из-за выделений  $\theta$ -фазы по границам.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке по гранту Российского научного фонда (проект № 19-79-00304).*

### Литература

1. Polmear I. J., Light Alloys. From traditional alloys to nanocrystals. Butterworth-Heinemann, Elsevier, UK, 2006. 421 p.
2. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М. : МИСиС, 2005. 432 с.
3. Фридляндер И. Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. М. : Наука, 2013. 291 с.
4. Зуйко И. С., Газизов М. Р., Кайбышев Р. О. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства алюминиевого сплава AA2519 // ФММ. 2016. Т. 117. № 9; С. 938–951.
5. Кайбышев Р. О., Зуйко И. С., Газизов М. Р., Влияние термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства термоупрочняемого сплава системы Al-Cu-Mg-Mn // ТЛС. 2015. № 2. — С. 63–75.

УДК 669.017

**Ф. В. Водолазский\*, С. Л. Демаков, М. А. Шабанов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*f.v.vodolazskiy@urfu.ru

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СПЛАВА ВТИ-4

В данной работе проведено исследование структуры, фазового состава и твердости интерметаллидного сплава Ti–21Al–23Nb–1V (ат. %) при нагреве на температуры 920 и 940 °С с предварительным нагревом до температуры 1060 °С и 800 °С. Установлено, что фазовый состав представлен О- и β-фазой.

*Ключевые слова:* интерметаллидный сплав, Ti–21Al–23Nb, фазовый состав, структура, РСФА, охлаждение, β-фаза, α<sub>2</sub>-фаза, Ti<sub>2</sub>AlNb

**F. V. Vodolazsky, S. L. Demakov, M. A. Shabanov**

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT REGIME ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND HARDNESS OF ALLOY VTI-4

In this work, we studied the structure, phase composition, and hardness of the Ti–21Al–25Nb–1V intermetallic alloy (at. %) When heated to temperatures of 920 and 940 °C with preliminary heating to 1060 °C and 800 °C. It was established that the phase composition is represented by O- and β-phase.

*Key words:* intermetallic alloy, Ti–21Al–23Nb, phase composition, structure, XRDA, cooling, β-phase, α<sub>2</sub>-phase, Ti<sub>2</sub>AlNb

Сплавы основе интерметаллида Ti<sub>2</sub>AlNb являются перспективными жаропрочными сплавами с рабочими температурами до 700 °С [1]. Освоение производства изделий из этих сплавов требует контроля фазового и структурного состояния крупногабаритных полуфабрикатов в ходе термообработки, что связано с их низкой пластичностью. В работах [2; 3] проведено исследование охлаждения при

температурах 800, 850, 900, 950 °С, в которых показано, что более оптимальным является наличие ступени при температуре 800 °С. В работе проведено исследование структуры, фазового состава и твердости интерметаллидного сплава Ti–21Al–23Nb–1V (ат. %) при нагреве на температуры 920 и 940 °С с предварительным нагревом до температуры 1060 и 800 °С.

Материалом исследования стал сплав Ti–21Al–23Nb–1V (ат. %). Термообработка образцов производилась в лабораторной печи по следующему режиму: нагрев на температуру 1060 °С, выдержка 20 мин, охлаждение в печи до 800 °С, дальнейшей выдержке при этой температуре в течение 2 ч, закалка в воду (режим № 1), затем нагрев до 920 °С, выдержка при этой температуре в течение 1 ч (режим № 2), нагрев до 940 °С, выдержка при этой температуре в течение 1 ч (режим № 3). Для фиксации высокотемпературного состояния проводилась закалка в воду.

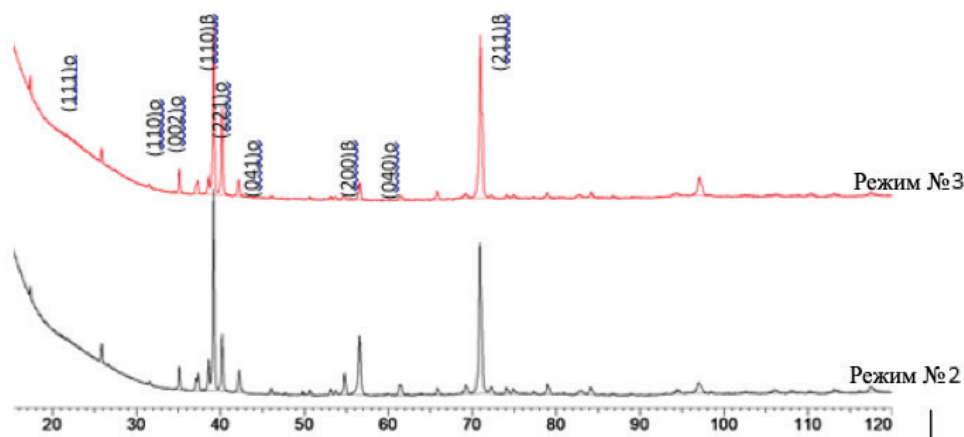


Рис. 1. Дифрактограмма рентгеноструктурного фазового анализа образцов сплава ВТИ- 4 после режимов термообработки № 2 и 3

После термообработки по режимам № 2 и 3 фазовый состав представлен О- и β-фазой. Период решетки β-фазы понижается в ходе нагрева на 920 и 940 °С (рис. 2, а). Это говорит о повышении удельного содержания алюминия в β-фазе, который имеет меньший размер атома, чем ниобий.



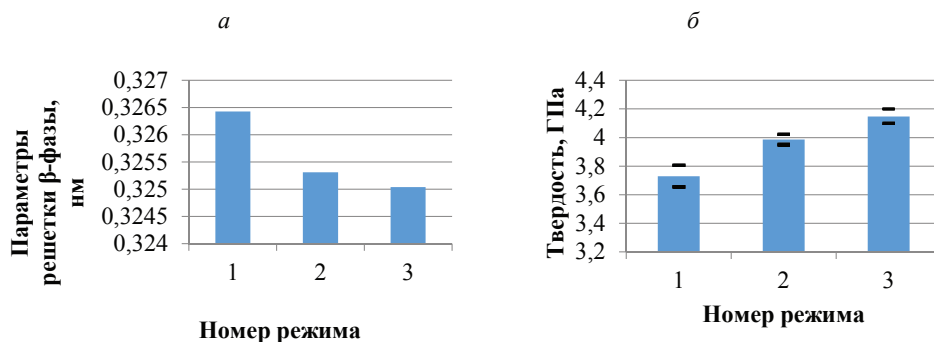


Рис. 2. Графики зависимости изменения решетки  $\beta$ -фазы сплава ВТИ-4: *a* — периода от режима термообработки; *б* — твердости от режима термообработки

Анализ изменения микроструктуры образцов в ходе дополнительного нагрева после ступени на 800 °С показал, что при нагреве и выдержке на 920 °С структура представлена крупнопластинчатой О-фазы и небольшим количеством  $\beta$ -фазы, образующейся при нагреве до 920 °С и находящейся в промежутках между пластинами. Микроструктура образцов после нагрева до 940 °С представлена более дисперсной пластинчатой О-фазой, в основном присутствующей в центре зерна. Твердость повышается, благодаря росту толщины пластин О-фазы и увеличению количества  $\beta$ -фазы, обогащенной по алюминию, что делает ее менее пластичной (рис. 2, *б*).

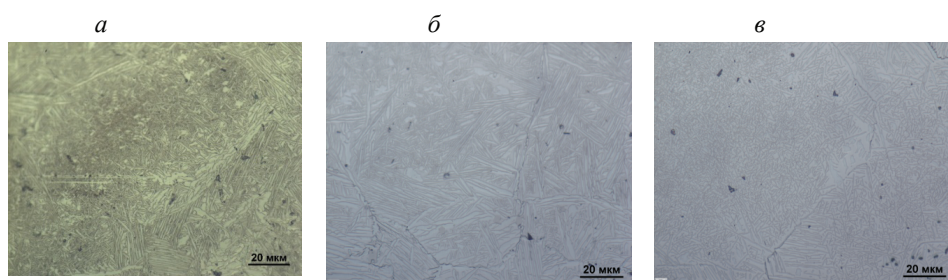


Рис. 3. Микроструктура образца сплава ВТИ-4 после различных режимов термообработки: *a* — режим № 1; *б* — режим № 2; *в* — режим № 3

Установлено, что введение дополнительного нагрева на температуры 920 и 940 °С и выдержка при данных температурах не приводит

к появлению количества  $\alpha_2$ -фазы, несмотря на то, что по данным работы [4] сплав должен находиться в трехфазной ( $\alpha_2$ +O+ $\beta$ )-области. Нагрев на более высокие температуры, либо более длительные выдержки возможно и приведет к ее образованию, но при этом также увеличится газонасыщенный слой на поверхности полуфабриката, что неперспективно с точки зрения технологии.

### Литература

1. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti–Al–Nb system / A. K. Gogia [et al.]. *Intermetallics*, 1998. V. 6, Is. 7–8, P. 741–748.
2. Водолазский Ф. В., Демаков С. Л., Шабанов М. А. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру, фазовый состав и твердость сплава Ti–21Al–23Nb–1V // Уральская школа молодых металлосведов. Материалы XIX Международной научно-технической Уральской школы-семинара молодых ученых — металлосведов. Екатеринбург : УрФУ, 2018. С. 220–224.
3. Демаков С. Л., Водолазский Ф. В., Калиенко М. С. Изменения структуры интерметаллидного сплава Ti–21Al–23Nb–0,7Zr–1,4V–0,4Mo–0,31Si при закалке в газовой среде // Физика металлов и металлосведение. 2018. Т. 119. № 12. С. 1243–1247.
4. The microstructural evolution in Ti-Al-Nb O+BCC orthorhombic alloys. Part 1 / C. J. Boehlert [et al.] // *Met. Mater. Trans. A*, 1999. V. 30A. N 10. P. 2305–2323.

УДК 669.35-19

**О. И. Молчанова**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*olgamolchanova99@mail*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. Р. Бараз

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БРБНТ1,7 МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ

Изучены особенности структуры и свойств бериллиевой бронзы БрБНТ1,7, подвергнутой дисперсионному упрочнению после закалки на пересыщенный твердый раствор с последующим старением. Результатом старения является существенное возрастание прочностных свойств (микротвердости) сплава.

*Ключевые слова:* бериллиевая бронза, дисперсионное упрочнение, деформационное старение

**O. I. Molchanova**

## STRAIN HARDENING OF BERYLLIUM BRONZE BY FRICTION LOADED METHOD

The structural and properties features of BrBNT1,7 beryllium bronze subjected to dispersion hardening after quenching on a supersaturated solid solution and subsequent aging were studied. The result of aging is a significant increase in the strength properties (microhardness) of the alloy.

*Key words:* beryllium bronze, dispersion hardening, strain aging

Сплавы меди с бериллием отличаются уникальным благоприятным сочетанием высоких прочностных и упругих свойств, высокой электро- и теплопроводностью, повышенным сопротивлением разрушению и высокой коррозионной стойкости. Благодаря этим особенностям бериллиевые бронзы нашли применение в том числе в качестве пружинных материалов, по уровню прочностных свойств сопоставимых с среднеуглеродистыми сталями. Классическим приме-

ром таких материалов являются сплавы с 2–2,5 % бериллия — БрБ2, БрБ2,5. Последующим развитием этих сплавов стало создание бериллиевой бронзы, дополнительно легированной добавками никеля и титана (сплавы типа БрБНТ1,7 и БрБНТ1,9). Введение никеля позволило оптимизировать технологические процессы закалки (снизить скорость выделения избыточных фаз при охлаждении), а легирование титаном, благодаря подавлению эффекта перегрева, способствовало сохранению мелкозернистой структуры, а также повышению температурного порога рекристаллизации. Кроме того, такое добавочное легирование позволило понизить содержание дорогостоящего основного легирующего элемента — бериллия.

Перспективным методом упрочнения считается способ поверхностной пластической деформации с использованием технологии фрикционной обработки. Этот прием пригоден для пружинных материалов, испытывающих поверхностное нагружение в процессе эксплуатации.

Материалом исследования послужила бериллиевая бронза промышленной марки типа БрБНТ1,7, содержащая (в масс. %) 1,68Be, 0,34Ni и 0,25Ti. Использовались ленточные образцы толщиной 0,3 мм и шириной 8,0 мм.

Исследуемый сплав, относящийся к числу классических стареющих сплавов, подвергался стандартной термической обработке путем закалки (в воде) на пересыщенный твердый раствор от 780 °С (в течение 15 минут) с последующим старением при 320 °С (длительностью 3 часа). Заключительная обработка включала фрикционное деформирование путем протягивания ленты через нагруженные ножи-инденторы.

Металлографическая структура закаленной бериллиевой бронзы представлена на рис. 1, а. После закалки в данном сплаве фиксируется типичная картина закаленного состояния: равноосные зерна пересыщенного матричного твердого раствора с тонкими границами и многочисленными двойниками отжига. Наблюдаются включения избыточной фазы сферической формы, сохранившиеся после нагрева под закалку в однофазную область. Последующее старение (рис. 1, б) приводит к выделению избыточной фазы по границам зерен.

Такая обработка стареющего сплава по классической схеме приводит к эффективному термическому упрочнению: после закалки микротвердость составляет 130 HV<sub>50</sub>, а после старения — 320 HV<sub>50</sub>.

При этом показатели числа переменных гибов: 620 и 210 соответственно.

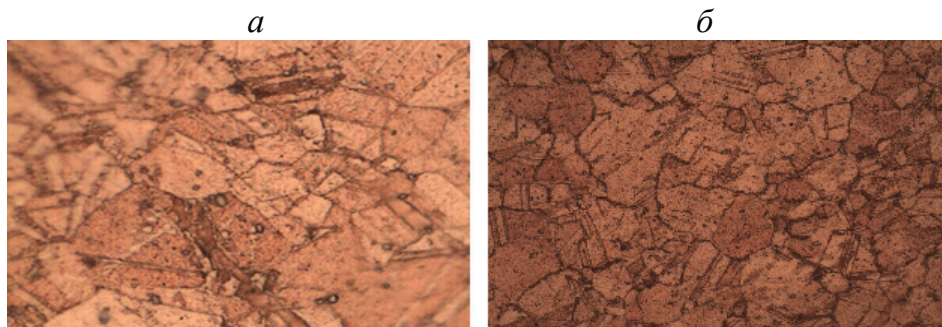


Рис. 1. Микроструктура сплава БрБНТ1,7 после закалки (а) и старения (б):  $\times 400$

Само деформирование в режиме трения проводилось на экспериментальной установке, в которой деформационная обработка велась по схеме «неподвижные инденторы — скользящая заготовка», необходимая сила в зоне контакта  $F$  обеспечивалась путем подвешенного груза  $G$ , а также радиусом закругления  $R$  твердосплавных инденторов (рис. 2).

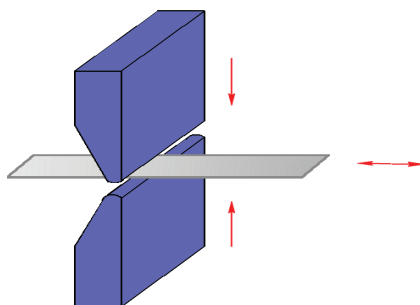


Рис. 2. Схема поверхностной фрикционной обработки

На рис. 3 приведены результаты фрикционного упрочнения в зависимости от условий нагружения в зоне контакта: радиус валков-инденторов составлял 1 мм, величина подвешенного груза варьировалась в диапазоне 380—2700 г, число протяжек через валки — 10.

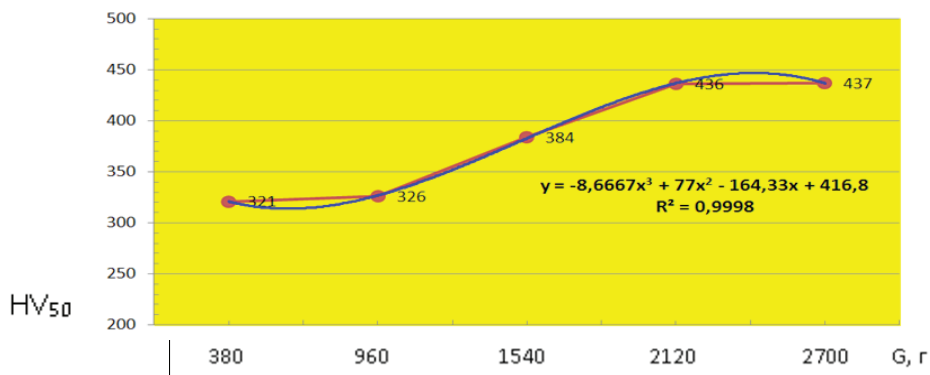


Рис. 3. Зависимость микротвердости сплава БрБНТ1,7 от величины фрикционного нагружения

Фрикционное деформирование привело к ожидаемому дополнительному наклепу (рост на 35 %), который корректно описывается эмпирическим уравнением третьей степени. При этом наиболее существенно упрочнение реализуется в условиях относительно умеренных внешних нагружений (при  $G$ , меняющихся в интервале 960–2120 г). Отметим, что и после максимального упрочнения (437  $HV_{50}$ ) сплав сохраняет повышенные значения числа переменных гибов — 310 единиц.

УДК 539.422.3

**А. Э. Свирид<sup>1,2\*</sup>, Е. С. Белослудцева<sup>1</sup>, А. В. Пушин<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, Екатеринбург

\*svirid2491@rambler.ru

## ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДВУХ СИСТЕМ Cu–Ni–Al И Ni–Mn–Fe

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ПЭМ и РЭМ), дифракции электронов и рентгеновских лучей исследована микроструктура сплавов двух систем Cu–Al–Ni и Ni–Mn–Fe, определен фазовый состав всех исследованных сплавов, изучен и проанализирован характер изломов при деформации до разрушения.

*Ключевые слова:* термоупругое мартенситное превращение, длиннопериодная кристаллическая решетка, электронно-микроскопические исследования, фрактография, хрупкость

**A. E. Svirid, E. S. Belosludtseva, A. V. Pushin**

## ELECTRON-MICROSCOPIC STUDY OF SHAPE MEMORY OF SYSTEMS Cu–Ni–Al AND Ni–Mn–Fe ALLOYS

The microstructure of alloys in a wide range of chemical compositions has been studied by transmission and scanning electron microscopy, diffraction of electrons and X-rays. The phase composition of all investigated alloys and the mechanism of the fracture under deformation have been determined.

*Keywords:* thermoelastic martensitic transformation, long-period lattice, electron-microscopic studies, fractography, brittleness

**Н**аиболее острой проблемой, затрудняющей практическое применение многих поликристаллических бинарных и многокомпонентных интерметаллических атомно-упорядоченных сплавов на основе никеля и меди с эффектами памяти формы (ЭПФ), являются их сравнительно низкие прочностные, пластические и усталостные характеристики и склонность к хрупкому разрушению. Так, поликристал-



лические сплавы Cu—Al—Ni испытывают хрупкое интеркристаллитное разрушение уже после деформации на 2–3 %. К основным причинам такого разрушения относят: очень большую упругую анизотропию их метастабильного аустенита; крупные размеры зерен; наличие зерно-границных сегрегаций и выделений охрупчивающих фаз.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование сплавов с ТМП и обусловленными ими (ЭПФ) двух систем легирования Cu—Al—Ni (9–14 масс. %) и Ni—Mn—Fe (5–15 ат. %).

Показано, что общей особенностью изучаемых сплавов по данным ПЭМ является мультипакетная морфология попарно двойникованных мартенситных фаз [1–2]. К основным кристаллоструктурным характеристикам пакетной морфологии мартенсита относятся плоские границы первичных попарно двойниково-ориентированных кристаллов и внутренних нанодвойников с кристаллографическими габитусами, близкими  $\{110\}\beta$ , и ориентационные соотношения по типу Бейна. Наблюдаемая морфология мартенсита в целом типична и для мартенсита в монокристаллических сплавах тех же составов. В монокристаллах низкомодульных цветных сплавов с ЭПФ это обстоятельство ответственно за их высокую структурно-фазовую и физико-механическую обратимость при реализации ТМП под влиянием температуры или внешней нагрузки. Однако, как правило, высокая хрупкость данных сплавов в поликристаллическом состоянии исключает практическую реализацию в них эффектов термомеханической памяти и сверхупругости. Исходя из этого установление причин хрупкости и их устранение представляет важную научно-практическую задачу.

Исследование изломов сплавов проводилось с помощью РЭМ во вторичных электронах на образцах после испытаний до разрушения. На рис. 1, а приведено изображение изломов образцов состава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$  и  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{35}\text{Fe}_{15}$ . Видно, что разрушение происходит как по транскристаллитному (в основном по границам зерен), так и по интеркристаллитному типу (в основном по стыкам пакетов мартенситных кристаллов внутри зерна). Это зависит от расположения пакетов мартенситных пластин относительно направления распространения трещины разрушения. Если плоскость пакета расположена вдоль трещины, то происходит хрупкое разрушение (рис. 1, а). Такое поведение можно объяснить концентрацией напряжений в определенных областях поликристаллического сплава. А если трещина развивается перпендикулярно или под углом к габитусу мартенситных пластин пакета, то имеет место хрупко-вязкий характер разрушения. При большем



увеличении на поверхности изломов можно наблюдать некоторое количество областей, характеризующихся пластинчатым рельефом.

Характер разрушения при растяжении образцов крупнозернистых сплавов, как правило, являлся межзерненным хрупким, а в более мелкозернистых сплавах он становился вязким (ср. рис. 2 *а, б*) или смешанным вязко-хрупким.

При этом по данным механических испытаний при комнатной температуре изменялись предел прочности  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_M$ , относительное удлинение  $\delta$ .

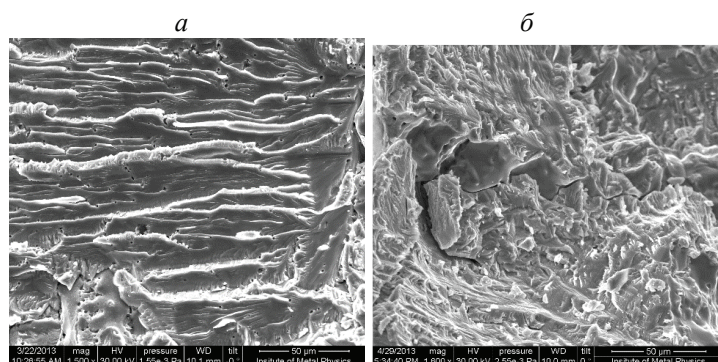


Рис. 1. Фрактография сплавов

*а* —  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ , *б* —  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{35}\text{Fe}_{15}$

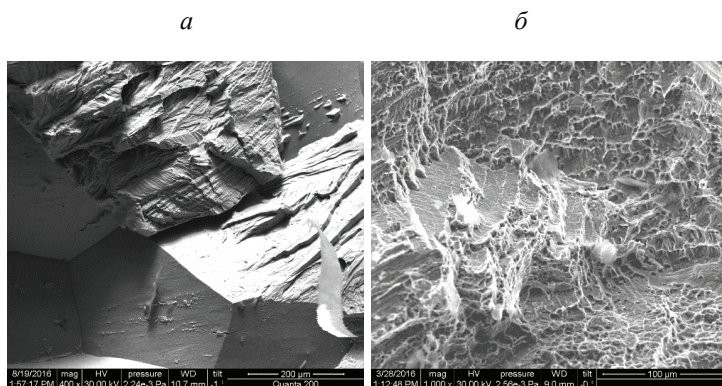


Рис. 2 Фрактография сплавов

*а* —  $\text{Cu-14\%Al-3\%Ni}$ , *б* —  $\text{Cu-9,2\%Al-3\%Ni}$

Повышение механических свойств сплавов было обусловлено измельчением зеренной структуры  $\beta$ -аустенита и пакетной субструктуры.

ры. Так, для мелкозернистых сплавов с 9,2 и 9,5 масс. %Al величина относительного удлинения сохраняется на хорошем уровне ( $>10\%$ ), а для остальных сплавов с содержанием алюминия 10–14 масс. % она не превышает 5 %.

*Работа выполнена в рамках госзадания (шифр «Структура»)  
г.р. № АААА-А18-118020190116–6 и при финансовой поддержке  
гранта РФФИ 18–32–00529 мол\_а.*

### **Литература**

1. Влияние легирования алюминием на структуру, фазовый состав и термоупругие мартенситные превращения в тройных сплавах Ni–Mn–Al / Е. С. Белослудцева [и др.] // ЖТФ. 2015. Т. 85, вып. 9. С. 55–59.
2. Влияние термомеханической обработки на структурно-фазовые превращения в сплаве Cu–14Al–3Ni с эффектом памяти формы, подвергнутом кручению под высоким давлением / А. В. Лукьянов [и др.] // ФММ. 2018. Т. 119, № 4.

УДК 621.777

**Н. М. Хмыльнина**

ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод»,

г. Каменск-Уральский

*natashakoptyakova@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## ПРИЧИНЫ НЕСТАЦИОНАРНОСТИ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ ТРУБ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Выполнен анализ причин нестационарности процесса прессования труб из алюминиевых сплавов. Рассмотрена начальная стадия, включая распрессовку, конечная стадия, различные периоды тепловыделения и теплопередачи, нагрев и охлаждение прессового инструмента. Отмечена возможность изменения теплового поля при воспламенении технологической смазки.

*Ключевые слова:* прессование, алюминиевые сплавы, прессовый инструмент, тепловыделение, теплопередача

**N. M. Khmylnina**

## REASONS FOR NON-STATIONARY PROCESS OF ALUMINUM ALLOYS PIPES EXTRUSION

The analysis of the causes of non-stationary process of extrusion of pipes made of aluminum alloys. Considered the initial stage, extrusion, the final stage, periods of heat release and heat transfer, heating and cooling of the pressing tool. The possibility of changing the thermal field during the ignition of a process lubricant is noted.

*Key words:* extrusion, aluminum alloys, pressing tool, heat release, heat transfer

В отличие от процессов кузнечно-штамповочного производства процесс прессования принято относить к стационарным методам обработки металла, т. е. к таким способам, в которых параметры процесса не зависят от времени. Однако при внимательном рассмо-

трении можно отметить ряд причин, по которым принцип стационарности нарушается. Рассмотрим эти причины подробнее.

1. Различают начальную стадию, в которой изменяется усилие, поля напряжений и деформаций [1]. Свойства пресс-изделия на этой стадии нестабильны, скорее всего переднюю часть придется отрезать и направить на переплав. Кроме того, из-за неблагоприятного напряженного состояния выходная часть изделия может растрескиваться.

2. К начальной стадии относится процесс распрессовки полого слитка, в результате может теряться устойчивость стенки [2]. В то же время при распрессовке происходит дополнительная деформация металла, что позволяет улучшить его свойства. При распрессовке полого слитка, в отличие от использования сплошного слитка, распрессовка может осуществляться как в сторону стенки контейнера, так и в сторону поверхности иглы.

3. Различают конечную стадию, после которой начинается выдавливание пресс-остатка, то есть наблюдают смену направления перемещения металла в контейнере [3]. Конечная стадия может сопровождаться появлением пресс-утяжины. Здесь приходится принимать меры, которые могут затормозить образование такого дефекта.

4. В ходе прессования осуществляются процессы тепловыделения и теплопередачи, из-за чего температура металла может изменяться [4]. Если тяжелые цветные металлы прессуют часто при максимально возможных скоростях, то алюминиевые сплавы из-за возможности перегрева вынуждены прессовать при низких скоростях, желательно с управлением скоростью во время рабочего хода пресса. Это обстоятельство снижает производительность прессового оборудования.

5. Инструмент пресса может как охлаждаться, так и нагреваться, особенно при прессовании труб в нестабильной ситуации находятся прессовые иглы [5; 6]. Нестабильность температуры инструмента наблюдается как во время одного цикла прессования, так и в наборе таких циклов.

6. Одним из необычных и часто не учитываемых внешних воздействий является воспламенение технологической смазки из-за чего резко изменяется теплосодержание инструментальной сборки и собственно заготовки.



Рис. Рабочий момент процесса прессования: воспламенение смазки

Все выше указанные причины делают процесс прессования нестационарным. Это может сказываться на неоднородности распределения механических и физических свойств готовой продукции.

### Литература

1. Логинов Ю. Н., Антоненко Л. В. Изучение напряженно-деформированного состояния для предупреждения образования продольных трещин в прессованных трубах // Цветные металлы. 2010. № 5. С. 119–122.
2. Логинов Ю. Н., Дегтярева О. Ф. Влияние стадии распрессовки полого слитка из алюминиевого сплава на процесс последующего прессования // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. № 7. С. 37–42.
3. Логинов Ю. Н., Ершов А. А. Моделирование в программном комплексе QFORM образования пресс-утяжины при прессовании // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2013. № 7. С. 42–46.
4. Логинов Ю. Н., Антоненко Л. В. Влияние процессов контактной теплопередачи на кинематику процесса прессования алюминиево-магниевого сплава // Современные металлические материалы и технологии (СММТ 2009). 2009. С. 74–79.
5. Логинов Ю. Н., Дегтярева О. Ф. Проблемы применения игл при прессовании трубных заготовок // Сучасні проблеми металургії: збірник. Київ : Наукові вісті. 2005. С. 529–532.
6. Логинов Ю. Н., Дегтярева О. Ф. Термоупругое изменение размеров иглы при прессовании // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2005. № 8. С. 9–12.

УДК 669.295, 669-13

**В. Е. Веселова<sup>1\*</sup>, С. В. Гладковский<sup>1</sup>, В. П. Волков<sup>1</sup>, Д. Р. Салихьянов<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup> Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург\* [veselova@imach.uran.ru](mailto:veselova@imach.uran.ru)

## РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ДИАПАЗОНЕ

Представлены результаты испытаний двухфазного титанового сплава VT23 на пластометрическом комплексе ИМАШ УрО РАН в диапазоне температур 700–1200 °С, построены кривые деформирования. Выявлены пиковые значения напряжений  $\sigma_s$  на кривых деформирования, изучена структура сплава после различных температур нагрева.

*Ключевые слова:* титановый сплав, структура, сопротивление деформации, реологические свойства, пластометр

**V. E. Veselova, S. V. Gladkovsky, V. P. Volkov, D. R. Salikhyanov**

## RHEOLOGICAL PROPERTIES OF TWO-PHASE TITANIUM ALLOY VT23 UNDER HOT DEFORMATION IN A WIDE TEMPERATURE RANGE

The results of tests of two — phase titanium alloy VT23 on the plastometric complex IES UB RAS in the temperature range 700–1200 °C are presented, deformation curves are constructed. Peak values of stresses  $\sigma_s$  on deformation curves are identified, the microstructure of the alloy after different heating temperatures is studied.

*Keywords:* titanium alloy, microstructure, strain resistance, rheological properties, plastometer

Титановые сплавы широко используются в аэрокосмической технике, энергетике и химической промышленности, благодаря хорошему сочетанию прочности, пластичности, коррозионной стойкости и способности выдерживать высокие температуры [1]. Горячая деформация является традиционным видом обработки для изготовления полуфабрикатов и готовых изделий из этих сплавов [2]. Извест-



но, что микроструктура и фазовый состав оказывает большое влияние на процесс деформирования [3]. В литературе имеются обширные данные по деформационным характеристикам однофазных титановых сплавов [4]. Однако исследования реологического поведения двухфазных титановых сплавов, в частности сплава ВТ23, носят фрагментарный характер. В связи с этим, целью настоящей работы являлось изучение влияния микроструктуры и фазового состава на реологическое поведение титанового сплава ВТ23 при различных температурах деформационной обработки.

Исследования проводились на образцах двухфазного ( $\alpha+\beta$ )-титанового сплава, химический состав которого соответствовал ОСТ 1-90013–81. Испытания на осадку образцов выполнены на пластометре кулачкового типа в интервале температур 700–1200 °С при скорости деформации  $\xi$ , равной 1,0 с<sup>-1</sup>. Степени деформации  $e$  образцов, достигнутые в экспериментах, лежат в диапазоне 0,6–1,0 ( $e = \ln(h_0/h_k)$ , где  $h_0$  и  $h_k$  — начальная и конечная высота образца). Металлографические исследования проводились на встроенном в микротвердомер Shumadzu NMV-G21DT оптическом микроскопе. Рентгенофазовый анализ образцов выполнен на дифрактометре ДРОН-3, в медном  $K\alpha$ -излучении.

В результате экспериментов на пластометре получены кривые течения титанового сплава ВТ23 в температурном диапазоне испытания 700–1200 °С, с шагом 100 °С, при скорости деформации  $\xi = 1,0$  с<sup>-1</sup>, приведенные на рисунке.

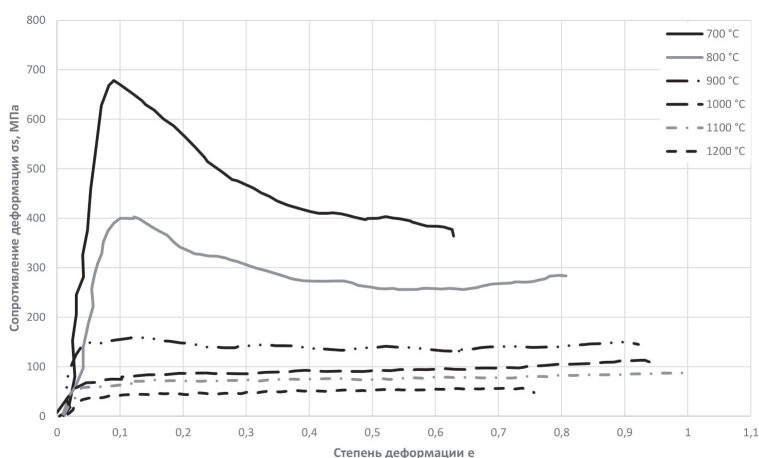


Рис. Кривые течения титанового сплава ВТ23 при температурах деформации 700–1200 °С и скорости деформации  $\xi = 1,0$  с<sup>-1</sup>

Из кривых течения сплава ВТ23 (на рис.) при температурах деформации 700 и 800 °С можно отметить наличие выраженного пикового напряжения при степени деформации, близкой к 0,1, с последующим разупрочнением и выходом на установившуюся стадию течения. Интенсивное упрочнение на начальной стадии деформации в температурном диапазоне  $(\alpha+\beta)$ -области объясняется тем, что  $\alpha$ -фаза имеет ГПУ-решетку, характеризующуюся ограниченным количеством плоскостей скольжения, что и вызывает дополнительное упрочнение. При температуре пластометрических испытаний 900 °С и выше сопротивление деформации сплава в процессе осадки практически находится на установившемся уровне без ярко выраженных пиковых значений. Это связано с протеканием процесса деформации сплава ВТ23 преимущественно в  $\beta$ -области в условиях развития динамического возврата и увеличения плоскостей скольжения ОЦК-решетки  $\beta$ -фазы.

Изменения микроструктуры при высокотемпературной деформации титановых сплавов характеризуются несколькими одновременно протекающими процессами: динамической рекристаллизацией, полиморфным превращением ( $\beta \rightarrow \alpha''$ ) и сфероидизацией.

Рентгенофазовый анализ образцов после испытаний в  $(\alpha+\beta)$ -области при температурах 800, 860 и 900 °С показал наличие трех фаз —  $\alpha$ -фазы,  $\beta$ -фазы, как в исходном, так и в рекристаллизованном состоянии, а также мартенситной  $\alpha''$ -фазы, образовавшейся во время высокотемпературной деформации из  $\beta$ -фазы. Образование деформационного-индуцированного мартенсита оказывает влияние на реологическое поведение данного сплава.

Таким образом, полученные в работе результаты могут быть использованы при выборе режимов деформационной обработки сплава титана ВТ23. В частности, рекомендуется проведение первых этапов деформационной обработки в  $\beta$ -области в интервале температур 950–1200 °С с целью снижения энергетических затрат, а заключительный этап — в двухфазной  $(\alpha+\beta)$ -области при температуре не выше 900 °С, чтобы предотвратить рост зерна.

### Литература

1. Хорев А. И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // Труды ВИАМ. 2013. № 2. Ст. 04 (viam — works.ru).



2. Determining a flow stress model for high temperature deformation of Ti–6Al–4V / E. Calvert [et al.] // Materials Science Forum. 2015. Т. 828–829. С. 441–446. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.828–829.441.

3. Hot deformation behavior of Ti–6Al–4V alloy: effect of initial microstructure / Z. X. Zhang [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Т. 718. С. 170–181. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.05.097.

4. Robertson D. G., McShane H. B. Isothermal hot deformation behavior of metastable beta titanium alloy Ti–10V–2Fe–3Al // Materials Science and Technology. 1997. Vol. 13. P. 575–583. DOI:10.1179/026708397790285566.

УДК 548.526:669.017

**А. А. Васильев<sup>1</sup>, Н. А. Голубков<sup>1\*</sup>, Д. Ф. Соколов<sup>2</sup>, С. Ф. Соколов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
г. Санкт-Петербург

<sup>2</sup> ПАО «Северсталь», г. Череповец

\*golubkovna@gmail.com

## ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

Для высокопрочных конструкционных сталей проведено исследование кинетики мартенситного превращения при непрерывном охлаждении. Дополнительно выполнены измерения размера исходного зерна аустенита. На основе полученных результатов разработан вариант эмпирической модели для описания кинетики превращения в зависимости от химического состава стали и размера исходного зерна аустенита. Результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментом.

*Ключевые слова:* сталь, мартенситное превращение, кинетика, моделирование

**A. A. Vasilyev, N. A. Golubkov, D. F. Sokolov, S. F. Sokolov**

## INVESTIGATION AND MODELING KINETICS OF MARTENSITIC TRANSFORMATION IN HIGH-STRENGTH STRUCTURAL STEELS

For high-strength structural steels kinetics of martensitic transformation under continuous cooling was studied. In addition, measurements of initial austenite grain size were carried out. Based on the obtained results a variant of empirical model was developed to describe kinetics of the transformation depending on chemical composition of steel and initial austenite grain size. Simulation results are in good agreement with experiment.

*Key words:* steel, martensitic transformation, kinetics, modeling

С помощью модуля Pocket Jaw экспериментального комплекса Gleeble 3800 исследована кинетика мартенситного превращения для 14–14 марок сталей, химические составы которых приведены в табл. Дополнительно проведены измерения размера исходного зерна аустенита.

Для количественного моделирования кинетики мартенситного превращения использовано известное выражение:

$$f_M(T) = f_\gamma(T = M_S)(1 - \exp(-k_M(M_S - T))),$$

где  $f_\gamma(T = M_S)$  — доля аустенита в момент начала превращения;  $M_S$  — температура старта превращения, °C;  $T$  — температура, °C;  $k_M$  — эмпирический параметр модели. При определении зависимостей  $M_S$  и  $k_M$  от химического состава стали и размера зерна аустенита за основу приняты соответствующие эмпирические формулы, полученные в работе [1]. Уточненный набор значений эмпирических параметров в формулах для расчета  $M_S$  и  $k_M$  определен с использованием полученной базы данных по кинетике превращения и размерам исходного зерна аустенита. В результате получено:

$$M_S(^{\circ}\text{C}) = (554 - 394w_C - 36w_{\text{Mn}} - 15w_{\text{Si}} - 35w_{\text{Cr}} - 16w_{\text{Ni}} - 8,5w_{\text{Mo}})(1 - \exp(-d_\gamma^{0,5}))$$

$$k_M = 0.0255 - 0,008w_C - 0,001w_{\text{Mn}} - 0,002w_{\text{Cr}} - 0,00005w_{\text{Ni}} - 0,0001w_{\text{Mo}}$$

где  $w_C, w_{\text{Mn}}, w_{\text{Si}}, w_{\text{Cr}}, w_{\text{Ni}}, w_{\text{Mo}}$  — содержания соответствующих легирующих элементов (масс. %).

Таблица

Химические составы исследованных сталей (масс. %) и размеры исходного зерна аустенита ( $d_\gamma$ )

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	Ti	$d_\gamma$ , мкм
07 С	0,74	0,55	0,36	0,04	0,04	—	0,07	—	—	—	70
65 Г	0,66	0,95	0,33	0,10	0,09	0,01	0,11	—	—	—	42
45Х	0,45	0,68	0,31	0,96	0,06	—	—	—	—	—	48
40 С2	0,40	0,68	1,58	0,08	0,07	—	0,2	—	—	—	74
J55	0,26	1,50	0,26	0,14	0,02	—	0,04	—	0,03	0,03	37
30 Г2	0,26	1,43	0,26	0,20	0,01	—	0,01	—	—	—	100

Окончание табл.

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	Ti	$d_{\gamma}$ , МКМ
K60	0,08	1,64	0,27	0,03	0,06	—	0,03	0,04	0,08	0,02	30
12Х1МФ	0,13	0,56	0,20	0,94	0,21	0,26	0,13	—	0,15	—	33
14ХГ2САФД	0,17	1,55	0,56	0,64	0,26	0,03	0,14	—	0,05	—	46
18ХГНМФБР	0,20	1,47	0,30	0,85	1,49	0,28	0,28	0,04	0,12	0,06	28
АБ2	0,08	0,37	0,25	0,41	1,94	0,25	0,52	—	0,03	—	34
АБК	0,07	0,87	0,15	0,50	3,38	0,28	0,50	0,01	0,09	—	135
S690	0,12	0,97	0,30	1,08	0,24	0,52	0,17	0,03	—	—	12
АБ3	0,04	0,35	0,25	0,63	3,50	0,43	1,10	—	0,05	—	21

На рис. 1, а показано, что результаты расчета температуры  $M_s$  с помощью полученной новой формулы хорошо согласуются с данными ее определения на основе экспериментальных кинетических кривых мартенситного превращения (рис. 1, б).

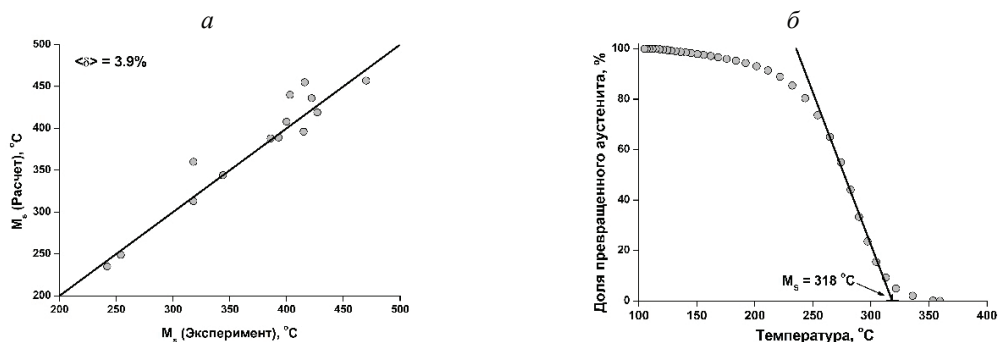


Рис. 1. Сравнение результатов расчета температуры старта мартенситного превращения  $M_s$  с ее экспериментальными значениями (а) и иллюстрация метода определения этих значений (б), где  $\langle \delta \rangle$  — средняя абсолютная величина относительной погрешности расчетов

Результаты расчета кинетики превращения с помощью предложенной модели также хорошо согласуются с экспериментом (рис. 2).

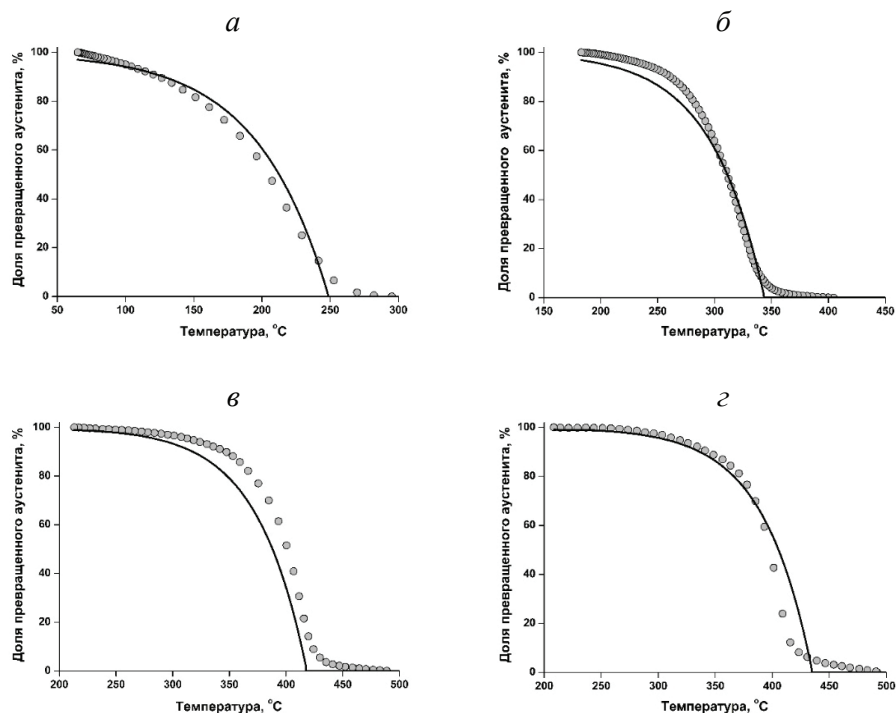


Рис. 2. Результаты расчета кинетики мартенситного превращения в сравнении с экспериментальными данными для некоторых сталей:

*а* — 65 Г; *б* — 40 С2; *в* — S690; *г* — АБЗ

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ по гранту (проект № 19-19-00281).*

### Литература

1. New metallurgical tools for optimum design of modern ultra-high strength low carbon martensitic steels (TOOLMART) / Technical report (RFSR-CT-2013–00013), 2019. 147p. DOI: 10.2777/674520.

УДК 669.25

**Д. И. Давыдов\*, Н. В. Казанцева, Н. А. Попов**

Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

\* davidov@imp.uran.ru

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ В КОБАЛЬТОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ

Проведено исследование структуры и фазового состава серии жаропрочных сплавов системы Co–Al–Mo–Nb методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и растровой микроскопии. Определено влияние содержания ниобия и молибдена на фазовый состав сплава и температурные границы области существования интерметаллидной фазы  $\text{Co}_3$  (Al, Mo, Nb).

*Ключевые слова:* кобальт,  $\text{Co}_3$  (Al, W), структура, фазовый состав

**D. I. Davydov, N. V. Kazantseva, N. A. Popov**

## EFFECT OF ALLOYING ON PHASE COMPOSITION IN COBALT HEAT-RESISTANT ALLOYS

The structure and phase composition of a series of heat-resistant alloys of the Co–Al–Mo–Nb system were studied by methods of differential scanning calorimetry (DSC) and scanning microscopy. The effect of the niobium and molybdenum content on the phase composition of the alloy and the temperature boundaries of the region of existence of the  $\text{Co}_3$  (Al, Mo, Nb) intermetallic phase are determined.

*Key words:* cobalt,  $\text{Co}_3$  (Al, W), structure, phase composition

В качестве альтернативы никелевым интерметаллидным сплавам сейчас рассматривают жаропрочные кобальтовые сплавы нового поколения на основе интерметаллида  $\text{Co}_3$  (Al, W). Они имеют схожую структуру с традиционными никелевыми сплавами, в которых упрочнение происходит за счет выделения интерметаллидной фазы [1]. В жаропрочных кобальтовых сплавах, кроме твердого раствора на основе ГЦК кобальта ( $\gamma$ -фаза) и упрочняющей  $\gamma'$ -фазы на основе интерме-

таллида  $\text{Co}_3$  (Al, W), могут присутствовать различные интерметаллидные фазы [2]. В настоящее время идет поиск легирующих элементов, способствующих увеличению концентрационной и температурной стабильности интерметаллида в других системах с тугоплавкими элементами, способными заменить вольфрам. В качестве системы в настоящей работе используются  $\text{Co-Al-Mo-Nb}$ , в которой обнаружена похожая структура [3].

Целью работы является изучение влияния концентрации ниобия и молибдена на структуру и фазовый состав сплавов, а также на область существования  $\gamma'$ -фазы.

Исследование структуры методом растровой электронной микроскопии проводилось на микроскопе Jeol JSM-6490LV с системой комбинированного волно- и энергодисперсионного анализа. Фазовый состав определялся с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в излучении меди. Термический анализ проводился на установке синхронного термического анализа STA 449 C Jupiter методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

Монокристаллы  $\text{Co-Al-Mo-Nb}$ , химический состав которых приведен в таблице, были получены методом Бриджмена. Исходно литые образцы подверглись гомогенизирующему отжигу при температуре  $1250^\circ\text{C}$  в течение 25 ч с последующим охлаждением в печи.

Таблица

Химический состав исследуемых образцов

Номер образца	Al, ат. %	Mo, ат. %	Nb, ат. %	Co, ат. %
1	10,5	7,2	2,8	79,5
2	10,2	5,5	2,1	82,2
3	10,9	4,2	1,6	83,3
4	10,1	5,6	1,0	83,3

На кривых ДСК нагрева и охлаждения исследованных образцов (рис. 1) можно выделить два совпадающих температурных диапазона, связанных соответственно с растворением фазы  $\text{DO}_{19}$   $\text{Co}_3$  (Mo, Nb) и  $\gamma'$ -фазы типа  $\text{L1}_2$   $\text{Co}_3$  (Al, Mo, Nb) фазовыми превращениями. На кривых нагрева эти диапазоны лежат между:  $650...750^\circ\text{C}$  и  $800...900^\circ\text{C}$

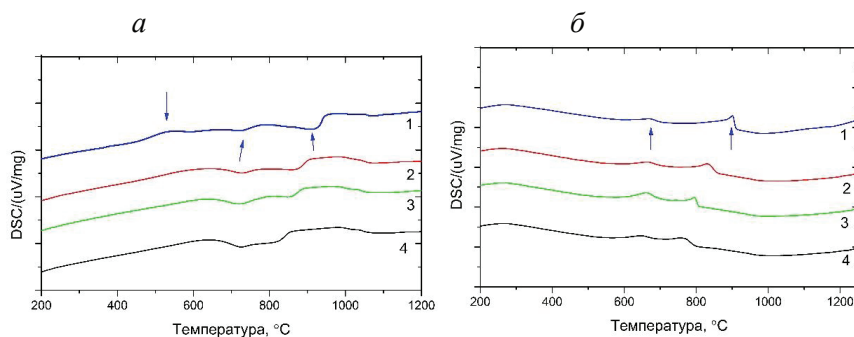


Рис. 1. ДСК-кривые нагрева образцов системы Co–Al–Mo–Nb:  
а — нагрев; б — охлаждение

С увеличением содержания тугоплавких элементов наблюдается разделение эндотермических пиков на кривой нагрева, что может свидетельствовать о смещении сольвуса  $\gamma'$ -фазы в область более высоких температур.

Кроме двух экзотермических пиков на кривых нагрева (рис. 1, а) также присутствует эндотермический пик, который, по-видимому, принадлежит высокотемпературной фазе B2 (CoAl).

На рис. 2 приведена микроструктура исследованных сплавов. В сплаве можно видеть кубоидную  $\gamma/\gamma'$  структуру. Размер кубоидов зависит больше от содержания молибдена, чем от содержания ниобия в сплаве.

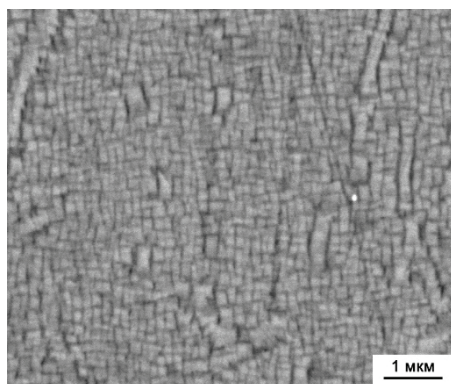


Рис. 2. Кубоидные выделения  $\gamma'$ -фазы в сплаве 4

Размер  $\gamma'$ -кубоидов в исследованных сплавах зависит от содержания молибдена в сплаве, что требует дальнейшего исследования, поскольку



ку формирование  $\gamma'$ -фазы связано с присутствием ниобия в сплаве. В тройной системе Co–Al–Mo упорядоченной  $\gamma'$ -фазы не наблюдается.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ  
по гранту (проект № 20–33–70221).*

### **Литература**

1. Cobalt-base high-temperature alloys / J. Sato, T. Omori, K. Oikawa, I. Ohnuma, R. Kainuma, K. Ishida // Science. 2006. V. 7. P. 90–91.
2. Phase diagram of the Co–Al–W system. Structure and phase transformations near the Co<sub>3</sub> (Al, W) intermetallic composition range / N. V. Kazantseva, S. L. Demakov, A. S. Yurovskikh, N. N. Stepanova, N. I. Vinogradova, D. I. Davydov, S. V. Lepikhin // Physics of Metals and Metallography. 2016. V. 117. Is. 7. P. 701–709.
3. Makineni S. K., Nithin B., Chattopadhyay K. A new tungsten-free  $\gamma$ – $\gamma'$  Co–Al–Mo–Nb-based superalloy // Scripta Materialia. 2015. V. 98. P. 36–39.

УДК 53.087.3:543.423

**Н. Н. Никульченков<sup>1\*</sup>, Э. Г. Мурадян<sup>1</sup>, А. Б. Логинов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет», г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, г. Москва

\*nikolai.nikulchenkov@urfu.ru

Научные руководители: проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов; начальник лаборатории Национального исследовательского университета МИЭТ  
Б. А. Логинов

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ FINEMET МЕТОДОМ ЗОНДОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Методом зондовой сканирующей микроскопии проанализирован рельеф поверхности образцов магнитомягкого аморфного сплава Finemet в исходном состоянии и после отжига при 550 и 700 °С в течении 20 минут. Проведено сравнение расчетов размеров областей когерентного рассеяния и результатов измерения их предполагаемых аналогов непосредственно на рельефе поверхности образцов сплава.

*Ключевые слова:* металлическое стекло, Finemet, структура, область когерентного рассеяния, зондовая сканирующая микроскопия

**N. N. Nikul'chenkov, E. G. Muradyan, A. B. Loginov**

## STRUCTURAL STATES INVESTIGATION IN FINEMET AMORPHOUS ALLOY BY PROBE MICROSCOPY TECHNIQUE

The surface topography of soft magnetic nanocrystalline Finemet alloy specimens has been showed by probe microscopy technique. Comparison of coherent scattering regions calculations and measurements of it suggested analogues immediately on alloy surface topography has been conducted.

*Key words:* metallic glass, Finemet, structure, coherent scattering region, probe scanning microscopy

**Из** существующих в настоящее время металлических стекол, сплав Finemet, благодаря возможности аморфизироваться при спи-

нинговании, приобретая высокие магнитные свойства в нанокристаллическом состоянии [1], входит в небольшое число аморфных материалов, которые производятся в промышленных масштабах, ежегодно измеряемых в тысячах тонн [2]. В связи с этим не ослабевает интерес исследователей к разработке новых химических составов аморфных сплавов [3] или модифицирования уже известных [4]. При этом до настоящего времени структура аморфных сплавов остается предметом научных исследований и дискуссий [5].

В работе [6] методами терморентгенографического, калориметрического и дилатометрического анализов изучались фазовые и структурные переходы в магнитомягком сплаве  $\text{Fe}_{72,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_2\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{14}\text{B}_9$  типа Finemet при нагреве. Результаты показали, что в процессе повышения температуры отжига сплав может переходить из аморфного состояния в нанокристаллическое (530–570 °С) и затем в рекристаллизованное при более высоких температурах. Помимо этого, используя дифрактограммы, были рассчитаны размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) для каждого из трех состояний:  $\sim 20 \text{ \AA}$  — исходное, аморфное состояние;  $\sim 70 \text{ \AA}$  — нанокристаллическое;  $\sim 300 \text{ \AA}$  — рекристаллизованное.

Настоящая работа посвящена анализу поверхности структуры аморфного магнитомягкого сплава  $\text{Fe}_{72,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_2\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{14}\text{B}_9$  типа Finemet в трех состояниях и сравнению с результатами расчетов ОКР.

Первый образец в исходном состоянии был аморфной лентой, второй образец был отожжен в вакуумной печи при температуре 550 °С в течение 20 минут и третий — при температуре 700 °С.

Для проведения исследования поверхности сплава использовался зондовый сканирующий микроскоп СММ-2000 [7] (изготовитель — завод ПРОТОН, г. Москва). Применялись зонды (кантилеверы) фирмы Brucker (США) марки «MSCT» с радиусом закругления острия 2 нм. С использованием программного обеспечения микроскопа СММ-2000 в соответствии с международным стандартом ISO 1302 определялись средняя шероховатость ( $Ra$ ), а также полный размах высот рельефа ( $Rz$ ) и «средний размер зерна» как диаметр Ферре ( $D$ ).

Результаты исследования зондовой микроскопии представлены на рис., измеренные данные занесены в табл.

Таблица

Результаты расчетов ОКР и зондовой сканирующей микроскопии

Температура отжига, °С	ОКР, нм	$D$ , нм	$R_z$ , нм	$Ra$ , нм
Без отжига	2	15	4	0,2
550	7	26	25	2,8
700	30	124	19	1,2

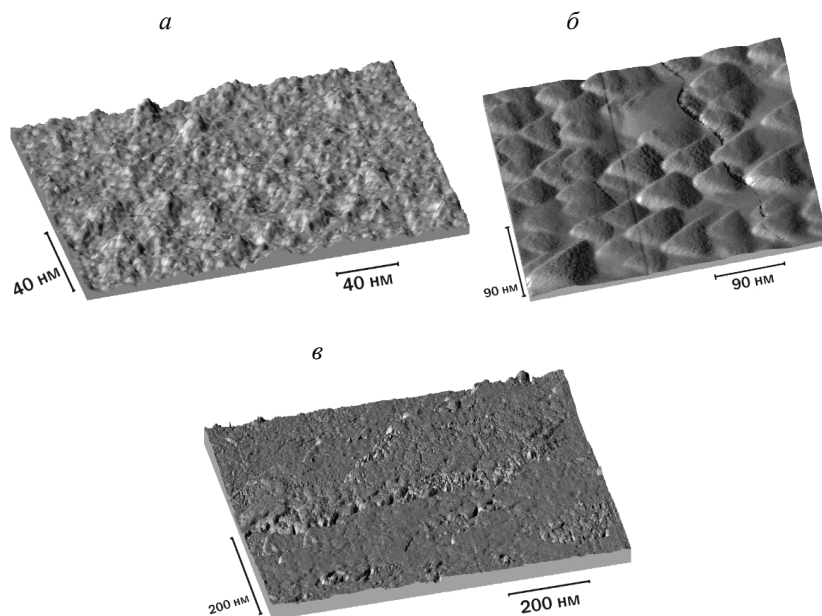


Рис. Рельеф поверхности образцов магнитомягкого аморфного сплава  $Fe_{72,5}Cu_1Nb_2Mo_{1,5}Si_{14}B_9$  типа Finemet, выявленный зондовой микроскопией:

$a$  — исходное состояние;  $б$  — нанокристаллическое состояние;  
 $в$  — рекристаллизованное состояние

Результаты расчетов ОКР и средние размеры «зерен» во всех случаях отличаются в несколько раз. При этом увеличение размеров ОКР с повышением температуры коррелирует с увеличением размеров «зерен», определенных по рельефу поверхности. В будущем планируется провести более корректное сопоставление результатов данных методов. Интересно отметить, что изображения зондовой микроскопии как для аморфного, так и нанокристаллического состояния характери-

зуются относительно правильными геометрическими формами, в особенности это касается нанокристаллического состояния.

### Литература

1. Herzer G. Nanocrystalline soft magnetic alloys // Handbook of magnetic materials. 1997. V. 10. 415–462.
2. Inoue A., Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys // Acta Materialia. 2011. V. 59. P. 2243–2267.
3. Suryanarayana C., Inoue A. Bulk metallic glasses. Boca Raton : CRC Press LLC, 2011. 525 p.
4. An assessment of binary metallic glasses: correlations between structure, glass forming ability and stability / D. B. Miracle [et al.] // International Materials Reviews. 2010. V. 55. P. 219–256.
5. Cheng Y. Q., Ma E. Atomic-level structure and structure–property relationship in metallic glasses // Progress in Materials Science. 2011. V. 56. P. 379–473.
6. Фазовые и структурные превращения в нанокристаллическом сплаве  $\text{Fe}_{72,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_2\text{Mo}_{1,5}\text{Si}_{14}\text{B}_9$  / Н. Н. Никульченков [и др.] // Письма о материалах. 2019. Т. 9, № 1. С. 64–69.
7. Few-layer graphene formation by carbon deposition on polycrystalline Ni surface / A. B. Loginov [et al.] // Appl. Surf. Sci. 2019. V. 494. P. 1030–1035.

УДК 53.087.3:543.423

**Н. Н. Никульченков<sup>1\*</sup>, А. Б. Логинов<sup>2</sup>, О. И. Пятунина<sup>3</sup>, К. Г. Ильясова<sup>3</sup>,  
А. А. Фебенчукова<sup>3</sup>, И. М. Касьянов<sup>3</sup>, А. Ю. Минаков<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>2</sup>Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, г. Москва

<sup>3</sup>Бийский лицей-интернат Алтайского края, г. Бийск

\**nikolai.nikulchenkov@urfu.ru*

Научные руководители: проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов; начальник  
лаборатории Национального исследовательского университета МИЭТ  
Б. А. Логинов

## **ЗОНДОВАЯ МИКРОСКОПИЯ АМОРФИЗИРУЮЩИХСЯ ТОНКИХ СЛОЕВ СИСТЕМЫ Fe–Si–Cu–Mg–O**

Методом зондовой сканирующей микроскопии анализировалась структура поверхности тонкой аморфной пленки, полученной в результате взаимодействия термостойкого покрытия MgO с поверхностью технического сплава Fe–3 %Si–0,5 %Cu при отжиге до температуры 1060 °С. Показано удовлетворительное согласие результатов зондовой микроскопии, терморентгенографии и сканирующей электронной микроскопии.

*Ключевые слова:* аморфизация, Fe–3 %Si, рентгеновский фазовый анализ, анализатор тлеющего разряда, зондовая микроскопия

**N. N. Nikul'chenkov, A. B. Loginov, O. I. Pyatunina, K. G. Il'yasova,  
A. A. Febenchukova, I. M. Kas'yanov, A. Yu. Minakov**

## **PROBE MICROSCOPY OF Fe–Si–Cu–Mg–O SYSTEM'S AMORFIZATING THIN LAYERS**

Surface structure of thin amorphous film was being analyzed using probe scanning technique. The film was obtained by interaction of thermostable MgO coating with Fe–3 %Si–0,5 %Cu alloy surface at annealing until 1060 °C temperature. Results accordance of probe microscopy, non-ambient x-ray diffraction and scanning electron microscopy has been showed as satisfactory.

*Key words:* amorphization, Fe–3 %Si, non-ambient x-ray diffraction analysis, GDOS, probe microscopy

Тонкие пленки, как «представители» изделий нанотехнологий, до настоящего времени являются объектом пристальных исследований. Ввиду того, что применять традиционные методы пробоподготовки к объектам подобного типа затруднительно, закономерности формирования их структуры остаются слабо изученными. При исследовании структуры и фазового состава поверхности сплава Fe–3 %Si–0,5 %Cu [1] с нанесенным покрытием MgO при отжиге был обнаружен интересный эффект образования аморфной фазы на основе Fe [2] в слое толщиной ~ 2 мкм.

Настоящая работа посвящена анализу структуры тонкой пленки, аморфизирующейся при нагреве, в системе Fe–Si–Cu–Mg–O.

Для исследования использовались образцы обезуглероженного сплава Fe–3 %Si–0,5 %Cu. На поверхность образцов наносился водный раствор дисперсного порошка MgO. Образцы с нанесенным покрытием отжигались в печи с атмосферой 95 %N<sub>2</sub>+5 %H<sub>2</sub> со скоростью 0,004 °C/с в температурном интервале 20...1060 °C с последующим медленным охлаждением.

Терморентгеновский анализ (РФА) поверхности образцов проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance с использованием термокамеры AntonPaar НТК 1200N в излучении K<sub>α</sub> Co. Подготовительную обработку поверхности к исследованию проводили на аппарате GDA-750 (анализатор тлеющего разряда) [1; 3]. Анализ формы кратеров (рис. 1), образовавшегося в результате испарения вещества, при помощи оптического микроскопа показал, что ионное травление позволяет выявлять микроструктуру образцов. Для проведения структурных исследований применялся зондовый сканирующий микроскоп СММ-2000 (изготовитель — завод ПРОТОН, г. Москва).

При исследовании области взаимодействия сплава Fe–3 %Si–0,5 %Cu с термостойким покрытием MgO терморентгеновским анализом был подтвержден обнаруженный ранее эффект аморфизации твердого раствора на основе железа в тонком слое [3].

Проведенная зондовая сканирующая микроскопия показала (рис. 2), что на глубине ~ 5 мкм фиксируется геометрически строгий рельеф, соответствующий кристаллографической структуре твердого раствора. Вероятно, что ступенчатый рельеф определяется проекциями на ис-



следуемую поверхность расстояний между источниками дислокаций внутри зерен (рис. 2, в, е, и).

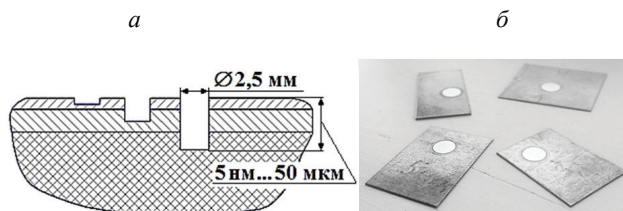


Рис. 1. Получение металлографических поверхностей с использованием анализатора тлеющего разряда:  
а — схема; б — образцы после обработки на GDA-750

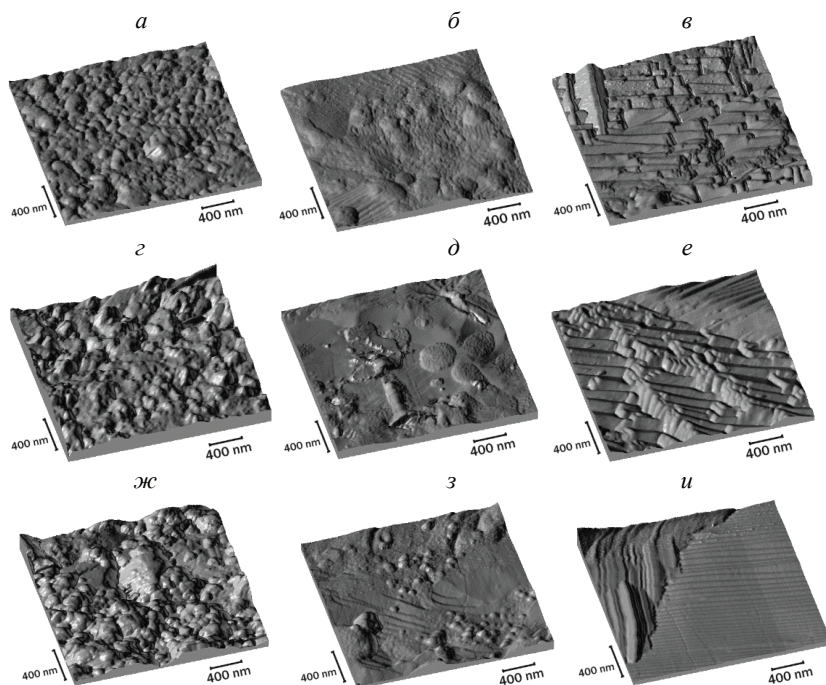


Рис. 2. Рельеф поверхности образцов, зафиксированный зондовой микроскопией, на различной глубине, после отжига при температурах:

а, б, в — 730 °С; г, д, е — 780 °С; ж, з, и — 1000 °С; а, г, ж — ~ 0 мкм;  
б, д, з — ~ 1 мкм; в, е, и — ~ 5 мкм

Выявлено, что на поверхности, залегающей на глубине ~ 1 мкм (рис. 2, б, д, з), в матрице, частично повторяющей рельеф зерен, при-



сутствуют округлые выделения. С повышением температуры наблюдается уменьшение количества крупных выделений и увеличение количества мелких.

Рельеф поверхности образцов ( $\sim 0$  мкм) (рис. 2, *а, г, ж*) при 680–900 °С является достаточно однородным. Повышение температуры приводит к заметной «разнозернистости» и, соответственно, увеличению шероховатости поверхности.

Зафиксированная эволюция частиц в интервале исследуемых температур согласуется с представлениями [2] о диффузионной аморфизации твердого раствора за счет перехода в него комплексов  $Mg_2Si$  из форстеритных оболочек оксидных частиц [3].

### Литература

1. Lobanov M. L., Yurovskikh A. S. Thermochemical Treatment of Anisotropic Electrical Steel // Met. Sci. Heat Treat. 2017. V. 58. P. 5667–5673.
2. The Effect of Copper and Manganese on the Amorphization Process in a Thin Fe–Si–Mg–O Film / A. S Yurovskikh [et al.] // KnE Engineering. 2019. P. 164–169.
3. Characterization of chemical information and morphology for in-depth oxide layers in decarburized electrical steel with glow discharge sputtering / S. Jung [et al.] // Surf. Interface Anal. 2013. V. 45. P. 1119–1128.

УДК 53.087.3:543.423

**Н. Н. Никульченков<sup>\*</sup>, А. С. Юровских, А. А. Редикульцев**<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>\*</sup> *nikolai.nikulchenkov@urfu.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

## МОДЕЛЬ АМОРФИЗАЦИИ ИЗ ТВЕРДОГО СОСТОЯНИЯ В ТОНКОЙ ПЛЕНКЕ СИСТЕМЫ Fe–Si–Cu–Mg–O

Терморентгенографическим методом на поверхности сплава Fe–3 %Si–0,5 %Cu с термостойким покрытием MgO при непрерывном отжиге в интервале температур 600–1060 °C наблюдался процесс аморфизации из твердого состояния. Предложена модель диффузионной аморфизации твердого раствора Fe (Si) за счет перехода в него комплексов Mg<sub>2</sub>Si, образующихся в результате восстановления оксидов водородом.

*Ключевые слова:* металлические стекла, аморфизация из твердого состояния, структура, форстерит, Mg<sub>2</sub>Si, ОЦК-Fe

**N. N. Nikul'chenkov, A. S. Yurovskikh, A. A. Redikul'tsev**

## SOLID-STATE AMORPHIZATION SIMULATION IN THIN FILM OF Fe–Si–Cu–Mg–O SYSTEM

Solid-state amorphization process on Fe–3 %Si–0,5 %Cu alloy surface with thermostable MgO coating was observed at continuous annealing in 600–1060 °C temperature interval. Diffusion amorphization simulation has been suggested. Fe (Si) solid solution is being amorphized because of Mg<sub>2</sub>Si complexes is transferring therein.

*Key words:* metal glass, solid-state amorphization, structure, forsterite, Mg<sub>2</sub>Si, BCC-Fe

**В** настоящее время металлические стекла производятся в промышленном масштабе, который измеряется тысячами тонн [1] и используются для производства многих видов изделий, поскольку некоторые аморфные сплавы имеют улучшенные магнитные, механические

и/или антикоррозионные свойства по сравнению с теми же сплавами в кристаллическом состоянии [2].

На сегодняшний день теория, объясняющая образование атомной структуры и ее влияние на свойства металлического стекла, является предметом ряда научных исследований [3, 4].

Работа посвящена описанию процессов, протекающих при диффузионной аморфизации сплава системы Fe—Si—Cu—Mg—O во время высокотемпературного отжига.

Для исследования использовались образцы холоднокатаной полосы толщиной 0,70 мм сплава, содержащего (в % по массе) Si — 3,1; Cu — 0,5; Mn — 0,3; остальное железо и неизбежные примеси. Образцы были обезуглерожены и покрыты термостойким покрытием MgO+Mg(OH)<sub>2</sub>\*nH<sub>2</sub>O. Образцы с нанесенным покрытием отжигались в печи с атмосферой 95 %N<sub>2</sub> + 5 %H<sub>2</sub> со скоростью 0,004 °C в температурном интервале 20...1060 °C с последующим медленным охлаждением.

Интегральный химический анализ слоев материала от поверхности вглубь образцов проводился с применением анализатора тлеющего разряда GDA-750 (GDOS-анализ) [5].

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) поверхности образцов в исходном (без покрытия) и отожженном состояниях проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance с использованием термокамеры AntonPaar HTK 1200N в излучении K<sub>α</sub> Co.

Атомная кристаллографическая структура представлена с использованием программного обеспечения VESTA, предназначенного для трехмерной визуализации структурных моделей, а также объемных данных электронных/ядерных плотностей и морфологии кристаллов.

Терморентгеновские исследования образцов с покрытием в температурном интервале 920...940 °C зафиксировали на дифрактограммах в области первых отражений [(110)<sub>α-Fe</sub>, (111)<sub>γ-Fe</sub>] возникновение гало, характерного для аморфного состояния вещества [6].

Проведенные исследования показали, что в низкотемпературном интервале в поверхности формировался FeO, в котором затем растворялся MgO с образованием (FeMg)O (магнезиовюстит) [5].

Наиболее дисперсные частицы (MgFe)<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>, (MgFe)O разлагаются за счет восстановления положительных ионов водородом в интервале температур метастабильности кристаллической решетки α—Fe. На месте (MgFe)<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub> сохраняются комплексы Mg<sub>2</sub>Si, которые диффундируют в твердый раствор α—Fe (Si). (MgFe)O разлагается с появлением

ионов Mg, которые диффундируют в  $\alpha$ -Fe (Si) с последующим образованием комплексов  $Mg_2Si$  в решетке твердого раствора (рис., б).

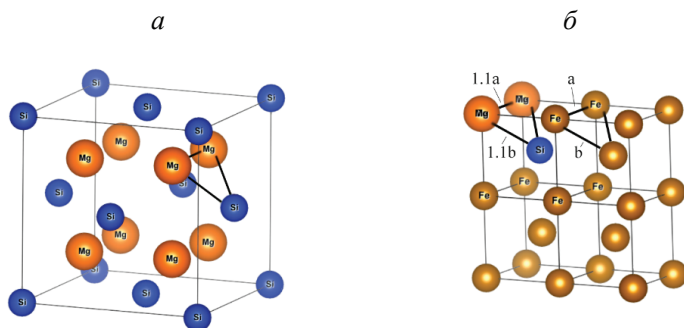


Рис. Комплекс  $Mg_2Si$  в различных кристаллических решетках:  
 а — в элементарной ячейке соединения  $Mg_2Si$ ; б — в ОЦК-решетке  
 твердого раствора на основе Fe

Данные комплексы можно увидеть в кристаллической решетке соединения  $Mg_2Si$ , имеющего структуру типа  $CaF_2$  (#225 — Fm-3m,  $Z = 4$ ,  $a = 6,396 \text{ \AA}$ ) (рис., а). Расстояние между атомами магния в  $Mg_2Si$  (выделенный треугольник на рисунке, а) при  $920^\circ\text{C}$  составляет  $3,25 \text{ \AA}$  между атомами магния и кремния —  $2,81 \text{ \AA}$ . Расстояние между ближайшими атомами железа в ОЦК-решетке при той же температуре составляет: по направлениям  $\langle 100 \rangle$  —  $2,90 \text{ \AA}$ , по направлениям  $\langle 111 \rangle$  —  $2,51 \text{ \AA}$ . Если «треугольник  $Mg_2Si$ » встраивается в ОЦК-решетку железа (рис., б), то ее локальная деформация составляет приблизительно 10 %, что является величиной, близкой к необходимой для разрушения кристаллической решетки. Очевидно, что подобная замена атомов Fe на атомы Mg и Si является возможной в случае максимальной нестабильности кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe, то есть в состоянии, предшествующем ( $\alpha \rightarrow \gamma$ )-превращению.

По-видимому, данный процесс является возможным за счет наличия направленных химических связей между Mg и Si. Также вероятно, что появление комплексов  $Mg_2Si$  в твердом растворе приводит к его аморфизации вместо ( $\alpha \rightarrow \gamma$ )-превращения за счет больших локальных искажений ОЦК-решетки. При этом благодаря большому количеству прочных химических связей между элементами такое состояние оказывается достаточно стабильным как при последующем нагреве, так и при охлаждении. По внешнему виду механизм образования этого

аморфного состояния аналогичен диффузионной аморфизации в разных системах [7].

### Литература

1. Inoue A., Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 2243–2267.
2. Suryanarayana C., Inoue A. Bulk metallic glasses. Boca Raton: CRC Press LLC, 2011. 523 p.
3. Крапошин В. С., Талис А. А. Симметричные основы полимерной модели // *Расплавы*. 2016. № 2. С. 85–91.
4. Phase and structural transformations in a nanocrystalline alloy Fe<sub>72</sub>,5Cu<sub>1</sub>Nb<sub>2</sub>Mo<sub>1</sub>,5Si<sub>14</sub>B<sub>9</sub> / N. N. Nikul'chenkov [et al.] // *Lett. Mater.* 2019. V. 9, No. 1. P. 64–69.
5. Lobanov M. L., Yurovskih A. S. Thermochemical Treatment of Anisotropic Electrical Steel // *Met. Sci. Heat Treat.* 2017. V. 58, No. 11–12. P. 667–673.
6. The Effect of Copper and Manganese on the Amorphization Process in a Thin Fe–Si–Mg–O Film / A. S. Yurovskikh [et al.] // *KnE Engineering*. 2019. P. 164–169.
7. Liu B. X., Lai W. S., Zhang Z. J. Solid-state crystal-to-amorphous transition in metal-metal multilayers and its thermodynamic and atomistic modelling // *Adv. Phys.* 2001. V. 50. P. 367–429.

УДК 621.771.011

**О. В. Водопьянова<sup>\*</sup>, Н. А. Страшкова, С. О. Непряхин**<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>\*</sup>*ol.vodopianova@gmail.com*

## ВЛИЯНИЕ РАССОГЛАСОВАНИЯ СКОРОСТЕЙ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ПРОКАТКЕ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛА

В работе выполнен анализ изменения ресурса пластичности в зависимости от отклонения действующего скоростного режима прокатки от согласованного. Показано, что наибольшая вероятность образования трещин возникает на свободной поверхности проката, поскольку там преобладают растягивающие напряжения.

*Ключевые слова:* деформируемость, ресурс пластичности, напряженно-деформированное состояние, степень деформации, непрерывная прокатка

**O. V. Vodopianova, N. A. Strashkova, S. O. Nepryakhin**

## THE INFLUENCE OF THE MISMATCH OF SPEED UNDER CONTINUOUS ROLLING ON THE DUCTILITY

The analysis of changes in the resource plasticity depending on the deviation of the rolling speed from the mathed mode. It is shown that the greatest probability of formation of cracks arises on free surface as there tensile stresses prevail.

*Key words:* deformability, plasticity resource, stress-strain state, strain degree, continuous rolling

В работе произведена оценка деформируемости металла в одинаковых условиях (непрерывная прокатка полосы в трех клетях с калибровкой овал—круг—овал, деформирующий инструмент — идеально жесткие валки, материал заготовки — сталь AISI 1025, температура заготовки — 1030 °С) при различных скоростных режимах: согласованный, с натяжением (снижение скорости в первой клетке на 5 %, 10 % и повышение скорости в третьей клетке на 5 %, 10 %); с подпором (повышение скорости в первой клетке на 5 %, 10 % и снижение скоро-

сти в третьей клетки на 5 %, 10 %); передний подпор и заднее натяжение; заднее натяжение и передний подпор. Для этого в программном комплексе Deform 3D в очаге деформации были сняты следующие характеристики: strain effective ( $\varepsilon_i$ ), stress effective ( $\bar{\sigma}$ ), stress mean, strain rate effective ( $\dot{\varepsilon}$ ).

В настоящее время для оценки НДС в процессах обработки давлением чаще всего используют предложенный В.Л. Колмогоровым показатель напряженного состояния [1–4] в виде:

$$k = \frac{\sigma}{T}, \quad (1)$$

где  $\sigma$  — среднее нормальное напряжение (гидростатическое давление);  $T$  — интенсивность касательных напряжений сдвига по главным осям.

Интенсивность скоростей деформации имеет следующую зависимость от эффективной скорости деформации

$$H = \sqrt{3}\dot{\varepsilon}. \quad (2)$$

Для оценки деформации используют величину интенсивности деформаций сдвига  $\Lambda_i$ . Между степенью деформации сдвига  $\Lambda_i$  и  $\varepsilon_i$  также существует связь [5]

$$\varepsilon_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \Lambda_i. \quad (3)$$

Пластичность стали AISI 1025 зависит от температурно-скоростных условий деформирования и показателя напряженного состояния, данная зависимость приведена в уравнении реессии (3) [6].

$$\Lambda_p = 2,58 + 3,1 \left( \frac{\theta}{1000} \right)^2 - 0,73 \frac{\theta}{1000} \ln \frac{H}{\sqrt{3}} - 0,65 \frac{\sigma}{T} + 0,1 \frac{\sigma}{T} \ln \frac{H}{\sqrt{3}}, \quad (4)$$

где  $\theta$  — температура деформации.

Таким образом, рассчитав  $\Lambda$ , можно оценить степень деформируемости металла (ресурс пластичности  $\psi$ ) при прокатке в различных калибрах из ограничения [1]

$$\psi = \Lambda / \Lambda_p < 1. \quad (5)$$

С целью оценки степени деформируемости на основе моделирования были определены степень использования ресурса пластичности для различных скоростных режимов при прокатке; усредненные значения показателя напряженного состояния  $\kappa$  и накопленной степени

деформации  $\Lambda$ , характерные для линий течения материала полосы вдоль длины очага деформации в центре раската, боковой поверхности в разъеме калибра и на контактной поверхности.

Параметр  $\chi$  имеет наибольшие значения на боковой поверхности, а наименьшие — на контактной, что связано с превалированием на поверхности соответственно растягивающих и сжимающих напряжений [5]. Из полученных результатов расчетов  $\psi$  следует, что на боковой поверхности ресурс пластичности стали AISI-1025 используется в среднем на 8,4...10,4 %, на контактной — на 10,8 ...20,7 % а в центре полосы — на 11...11,9 %. Поэтому, даже принимая во внимание заличивание деформационной поврежденности при статической рекристаллизации [6], можно ожидать значительного исчерпания пластических свойств в многопроходном процессе.

Анализ результата показывает, что в целом наибольшая деформируемость будет при следующем скоростном режиме — заднее натяжение и передний подпор 5 %, наименьшая деформируемость — при заднем подпоре 5 %, на контактной поверхности  $\psi$  равно 0,207 и 0,108 (снижение на 9,9 %) соответственно.

### Литература

1. Колмогоров В. Л. Механика обработки металлов давлением / В. Л. Колмогоров. Екатеринбург : Изд-во Уральского ГТУ, 2001. 836 с.
2. Огородников В. А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. Киев : Вища школа, 1983. 174 с.
3. Саломыкин В. В. Оценка калибровки валков по ресурсу пластичности металла и энергетическим затратам на деформацию // Сталь. 2014. № 7. С. 56—58.
4. Румянцев М. И. К вопросу учета ограничения по деформируемости металла при разработке режимов холодной прокатки // Калибровочное бюро. 2014. № 4. С. 33—43.
5. Постыляков А. Ю., Инатович Ю. В., Логинов Ю. Н. Сравнительный анализ деформируемости металла при прокатке в калибрах простой формы // Производство проката. 2019. № 2. С. 12—15.
6. Пластичность и разрушение / В. Л. Колмогоров [и др.]. М. : Металлургия, 1977. 336 с.



УДК 621.771.011

**О. В. Водопьянова\*, Н. А. Страшкова, С. О. Непряхин**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\**ol.vodopianova@gmail.com*

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РАССОГЛАСОВАНИЯ СКОРОСТЕЙ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ

На основе применения компьютерного моделирования в Deform 3D выполнен анализ влияния рассогласования скоростей при непрерывной прокатке на изменения технологических параметров процесса. По результатам вычислительного эксперимента получены графики изменения ширины полосы в зависимости от отклонения скорости прокатки и согласованного режима.

*Ключевые слова:* непрерывная прокатка, натяжение, подпор, напряжение, моделирование

**O. V. Vodopianova, N. A. Strashkova, S. O. Nepryakhin**

## RESEARCH OF THE SPEED MISMATCH EFFECT DURING CONTINUOUS ROLLING ON FORMING

Based on the use of computer modeling in Deform 3D the analysis of the effect of speed mismatch during continuous rolling on changes in process technological parameters is performed. The graphs of the width change of the bar depending on the deviation of the rolling speed from the matched mode are obtained.

*Key words:* continuous rolling, tension, dam, stress, simulation

С целью определения закономерностей влияния рассогласования скоростей при непрерывной сортовой прокатке по схеме овал—круг — овал был проведен неполный факторный анализ. В качестве факторов, влияющих на технологические параметры процесса прокатки, выбрали отклонение частоты вращения валков в рассматриваемой клетки (первая и/или третья) от частоты вращения валков в соответствии согласованным режимом, определяемым по результатам моделирования.

Отклонение частоты вращения валков в рассматриваемой клетке  $n_{\phi}$  от частоты вращения валков в согласованном режиме  $n_c$  рассчитывали по формуле

$$X = \frac{n_{\phi} - n_c}{n_c} \cdot 100 \, \%.$$

Рассогласование скоростей между первой и второй клетями обозначены  $X_1 = (-10 \div 10)$ , рассогласование скоростей между второй и третьей клетями —  $X_2 = (-10 \div 10)$ . Знак «–» для рассогласования скоростей указывает на снижение скорости в первой или третьей клетке, что определяет появление сил заднего натяжения или переднего подпора соответственно. Знак «+» — на повышение скорости в первой или третьей клетке, что определяет появление сил заднего подпора или переднего натяжения соответственно.

При совокупности значений рассогласования скоростей с применением программного комплекса DEFORM-3D поставлены и решены задачи прокатки в трех смежных клетях по схеме овал—круг—овал.

В результате определили значение ширины полосы  $b$ , выходящей из третьей клетки (круглый калибр).

В соответствии с составленным планом были проведены расчеты при 15 сочетаниях отклонения частоты вращения валков от согласованного режима. При этом получен соответствующий массив численных значений указанных выше параметров в зависимости от исходных условий:  $b = f(X_1, X_2)$ .

Для оценки влияния скоростного режима прокатки на уширение были произведены измерения ширины полосы на выходе из второй клетки, при создании натяжения (подпора) первой клетью и создании дополнительного натяжения (подпора) третьей клетью.

По результатам моделирования построены графики зависимости влияния скоростного режима на изменение ширины полосы (рис.).

Анализируя графики, следует отметить, что при режиме прокатки с задним натяжением (т. е. с уменьшением скорости в первой клетке) ширина полосы уменьшается, также как и при воздействии переднего натяжения (т. е. с увеличением скорости в третьей клетке). Таким образом, в очаге деформации происходит утяжка полосы.

Полученные результаты качественно подтверждают теоретические представления по влиянию натяжения (подпора) на уширение [1; 2].

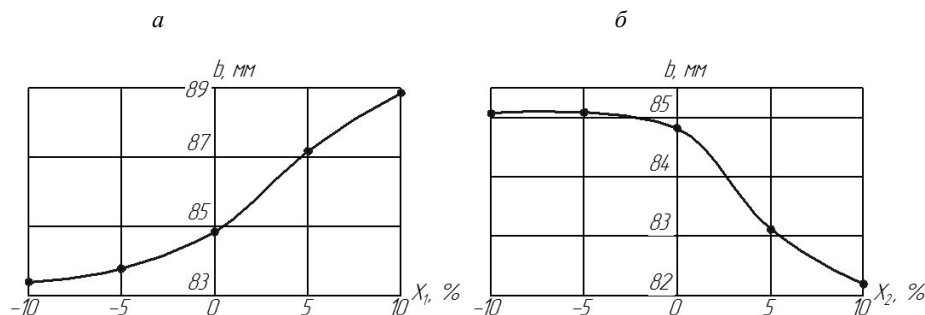


Рис. Влияние скоростного режима на ширину полосы:

*а* — заднее натяжение (область «—») и подпор (область «+»);  
*б* — переднее натяжение (область «+») и подпор (область «—»)

Натяжение уменьшает величину уширения металла в валках и при значительном натяжении не исключено получение брака изделия из-за невыполнения ширины профиля вследствие непредусмотренного уменьшения уширения металла.

При прокатке с подпором ширина полосы в калибре увеличивается, что связано с накоплением металла на входе и выходе из очага деформации.

Так, необходимо отметить, что при прокатке с одновременным натяжением и подпором величина ширины полосы по длине на протяжении процесса изменяется, что отрицательно сказывается на точности профиля.

В результате выполненной работы установлено, что переднее натяжение оказывает большее влияние на формоизменение полосы, чем заднее натяжение. Вероятно, это связано со значительным уменьшением зоны отставания, где происходит основное уширение, и увеличением зоны опережения.

Данные выводы согласуются с выводами работы [3] о том, что при деформации по схеме «равноосное сечение — неравноосное сечение» (в нашем случае схема прокатки в 2 и 3 клетях «круг—овал») наиболее существенное влияние на поперечное формоизменение профиля оказывает переднее натяжение.

При прокатке по схеме «неравноосное сечение — равноосное сечение» (в нашем случае схема прокатки во 1 и 2 клетях «овал—круг») наибольшее влияние на формоизменение оказывает задний подпор, что также согласуется с выводами других авторов [3].

Наибольшее влияние на формоизменение происходит при одновременном воздействии переднего и заднего натяжения (подпора).

### **Литература**

1. Прокатка на мелкосортных станах: учебное пособие / А. П. Чекмарев [и др.]. М. : Metallurgy, 1967. 366 с.
2. Громов Н. П. Теория обработки металлов давлением. М. : Metallurgy, 1978. 360 с.
3. Салганик В. М., Тулупов Д. Н. Исследование и совершенствование процесса непрерывной сортовой прокатки с натяжением // Производство проката. 2004. № 7. С. 26–31.

УДК 669 72

**Е. В. Брусницына\*, Р. Ф. Муфтахетдинова, Т. В. Тютрина**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*jeka\_bru@list.ru*

Научный руководитель — проф., канд. техн. наук В. И. Гроховский

## МАРТЕНСИТ И МАРТЕНСИТОПОДОБНЫЕ СТРУКТУРЫ В МЕТЕОРИТАХ

Продукты мартенситного превращения можно встретить не только в земных сплавах, но и в объектах космического происхождения, которыми являются метеориты. В работе рассмотрены морфологические особенности углеродосодержащих и безуглеродистых продуктов превращения высоконикелевой  $\gamma$ -Fe (Ni, Co)-фазы в различных метеоритах: палласите, железном и обыкновенном хондрите.

*Ключевые слова:* мартенсит, линзовидный мартенсит, мартенситоподобная структура, Палласит Сеймчан, железный метеорит Odessa, хондрит Челябинск, Fe–Ni сплавы

**E. V. Brusnitsyna, R. F. Muftakhetdinova, T. V. Tiutrina**

## MARTENSITE AND MARTENSITE-LIKE STRUCTURES IN METEORITES

Martensitic transformations can be found not only in terrestrial alloys. It may also occur in cosmic origin objects, such as meteorites. In the present work considers the morphological features of carbon-containing and carbon-free transformations products of the  $\gamma$ -Fe (Ni, Co) — phase in various meteorites: pallasite, iron and ordinary chondrite.

*Key words:* martensite, lenticular martensite, martensite-like structure, Seymchan pallasite, Odessa iron, Chelyabinsk chondrite, Fe–Ni alloys.

**М**артенситное превращение характерно для полиморфных металлов. В зависимости от морфологии выделяют несколько типов мартенсита: реечный (пакетный мартенсит), батерфляй, линзовидный и тонкопластинчатый [1]. Подобные структуры могут образовываться в результате термообработки и механического нагружения материала. Так же как в сталях и других искусственных сплавах метеориты

в своей космической истории претерпевают различные термические и ударные воздействия. В результате можно наблюдать как равновесные, так и неравновесные структуры.

В метеоритах, в отличие от искусственных сплавов, углерод в основном присутствует в незначительном количестве, и в большинстве исследуемых металлических фрагментов метеоритов наблюдаются мартенситоподобные структуры. Однако вблизи включений графита и карбидов высока доля вероятности обнаружения частиц с характерными чертами мартенситной структуры, описываемой для сплавов Fe–Ni [2]. В железных и каменных метеоритах мартенсит и мартенситоподобная структура образуются из тэнита  $\gamma$ -Fe (Ni, Co) при различной температуре и концентрации Ni в соответствии с фазовой диаграммой Fe–Ni [3].

В работе исследовалась морфология продуктов мартенситных превращений в различных фрагментах метеоритов: обыкновенный хондрит Челябинск LL5 (светлая, неизменная литология), палласит Сеймчан PMG и железный метеорит Odessa IAB-MG.

Поверхность фрагментов метеоритов была подготовлена по стандартной металлографической методике, включающей в себя шлифовку и полировку. В качестве травителя использовался 2 %-ый раствор азотной кислоты в спирте. Исследование микроструктуры проводилось на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT и электронном микроскопе FE-SEM SIGMA VP.

Характерные для метеоритов картины мартенситоподобных структур наблюдаются в палласите Сеймчан и железном метеорите Odessa. Во фрагментах данных метеоритов мартенситоподобные структуры присутствуют в виде двухфазной смеси — плессита ( $\alpha + \gamma$ ) в центральной части зонального тэнита  $\gamma$ -Fe (Ni, Co) (рис., *a*), которая формируется при медленном охлаждении внутри камасита  $\alpha$ -Fe (Ni) по реакции  $\gamma \rightarrow \alpha_m \rightarrow (\alpha + \gamma)$ . Авторы работы [4] называют такую структуру плесситным мартенситом и предполагают, что она формируется из тэнита  $\gamma$ -Fe (Ni, Co) при охлаждении в диапазоне температур от 350 до 30 °C. По морфологии мартенситоподобные структуры напоминают пакетный мартенсит, характерный для малоуглеродистых низколегированных сталей и Fe–Ni сплавов с содержанием Ni менее 28 % [1]. На оптической микрофотографии (рис., *a*) различимы участки разной травимости, имеющие различное содержание Ni и, как следствие, различные точки  $M_n$ . Эта мартенситовидная структура была сформирована по механизму, подобному для нижнего бейнита в сталях.

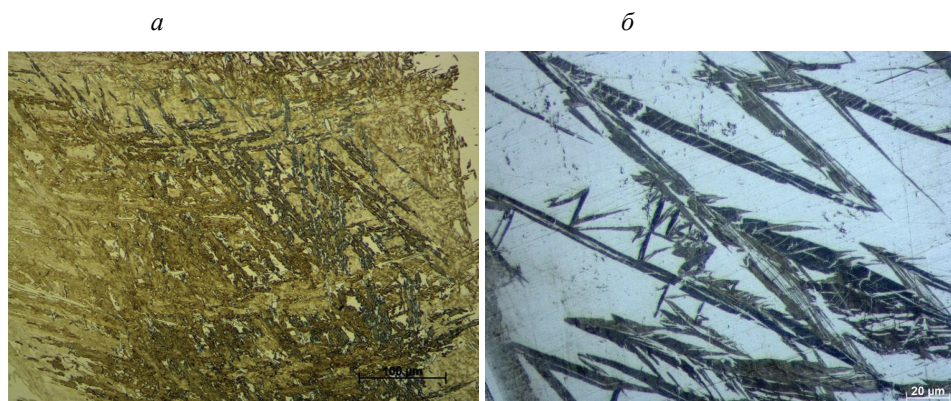


Рис. Оптическая микрофотография:

*а* — мартенситоподобная структура в палласите Сеймчан,  
*б* — линзовидный мартенсит в метеорите Челябинск

Фрагмент метеорита Челябинск со светлой литологией содержит крупную металлическую частицу размером  $350 \times 1000$  мкм, которая состоит из камасита  $\alpha\text{-Fe (Ni)}$ , тэнита  $\gamma\text{-Fe (Ni, Co)}$  и троилита ( $\text{FeS}$ ). Тэнит  $\gamma\text{-Fe (Ni, Co)}$  имеет зональную структуру и большое включение карбида  $(\text{Fe, Ni})_{23}\text{C}_6$ , о котором ранее сообщалось в работе [5]. В центральной части тэнита присутствует мартенсит (рис., *б*), ширина пластин которого варьируется от 4 до 12,5 мкм, длина — от 16 до 200 мкм. Кристаллы образуют остроугольные соединения. По морфологии мартенсит напоминает линзовидный, подобные структуры были описаны при исследовании сплава 30 НЗ1, охлажденного до  $-269^\circ\text{C}$  в работе [2].

Таким образом, в метеоритах можно встретить различные по морфологии продукты распада тэнита  $\gamma\text{-Fe (Ni, Co)}$ . Данные структуры формируются при различном химическом составе сплавов  $\text{Fe-Ni-Co}$ , где основную роль в изменении морфологии продуктов играет углерод.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18–38–00598, а также при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования (проект № 5.4825.2017/6.7), акта 211 Правительства Российской Федерации, (соглашение № 02.А03.21.0006).*

## Литература

1. Cahn R. W., Haasen P. *Physical Metallurgy* (Fifth Edition). Elsevier, 2014. P. 1021–1072.
2. Счастливец В. М., Калетина Ю. В., Фокина Е. А. Остаточный аустенит в легированных сталях. Екатеринбург : РИО УрО РАН, 2014. 236.
3. Yang C.-W., Williams D. B., Goldstein J. I. A revision of the Fe–Ni phase diagram at low temperature // *J. Phase Equil.* 1996. V. 17. P. 522–531.
4. Goldstein J. I., Huss G. R., Scott E. R. D. Ion microprobe analyses of carbon in Fe–Ni metal in iron meteorites and mesosiderites // *Geochimica et Cosmochimica Acta*. 2017. V. 200. P. 367–407.
5. Grokhovsky V. I., Brusnitsyna E. V., Yakovlev G. A. Haxonite in Chelyabinsk LL5 meteorite // *Meteorit. & Planet. Sci.* 2015. V. 50. P. 5272.



УДК 620.17-18

**А. А. Андреев<sup>\*</sup>, А. Б. Овсянников**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия;

*\*alexander.andreev2511@gmail.ru*

Научный руководитель — канд. техн. наук В. А. Хотинков

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 20Х ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В МКИ ТЕМПЕРАТУР

В работе исследованы структура и механические свойства стали 20Х, подверженной закалке из межкритического интервала температур. Методом пробных заливок определены критические точки  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  исследуемой стали. Обнаружен охрупчивающий зернограницный эффект после закалки от температуры чуть выше  $A_{c1}$ .

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая сталь, межкритический интервал температур, конструкционная прочность, зернограницный эффект, механические свойства

**A. A. Andreev, A. B. Ovsyannikov**

## STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-CARBON STEEL WITH 0,2 %C SUBJECTED TO INTER-CRITICAL TEMPERATURE INTERVAL TREATMENT

The structure and mechanical properties of 0,2 %C steel subjected to hardening from the inter-critical temperature range are studied. The method critical points  $A_{c1}$  and  $A_{c3}$  of the steel under study were determined by the method of trial quenching. The embrittling grain boundary effect after quenching from a temperature slightly above  $A_{c1}$  was found.

*Key words:* low-carbon steel, inter-critical temperature interval, high strength and toughness, grain boundary embrittlement effect, mechanical property

**В** настоящее время большую долю металлопродукции составляет сортовой прокат из конструкционных сталей типа 20Х в горячекатаном состоянии с феррито-перлитной структурой. При этом

основной проблемой для изготовителей проката является достаточно низкий уровень прочности проката, а варьирование параметров обработки ограничено вследствие недостаточной мощности прокатного оборудования (температура окончания прокатки) и запрета ускоренного последеформационного охлаждения (охлаждение только на воздухе). Кроме того, агрегатное упрочнение перлитом существенно снижает сопротивление металла к хрупкому разрушению. Для повышения прочности можно использовать дисперсионный механизм упрочнения при введении в композицию стали микролегирующих добавок V, Nb и Ti. Однако такое микролегирование приводит к существенному удорожанию изделия и снижает его вязко-пластические характеристики.

Использование агрегатного механизма упрочнения сталей с ферритной основой за счет повышения доли низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита (бейнита, мартенсита) является эффективным и технологически легко выполнимым способом повышения конструктивной прочности низкоуглеродистых сталей. Известно, что одним из способов получения феррито-мартенситной (бейнитной) структуры является нагрев сталей в МКИ с последующим ускоренным охлаждением.

Целью настоящей работы являлось изучение структуры и механических свойств низкоуглеродистой стали 20Х после обработки из межкритического интервала (МКИ) температур.

Методом закалок и дюрOMETрическим методом были определены критические точки  $A_{c1} = 730\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $A_{c3} = 840\text{ }^{\circ}\text{C}$  при нагреве образцов стали 20Х в диапазоне температур 680...850  $^{\circ}\text{C}$ . Для получения феррит-мартенситной структуры образцы исследуемой стали подвергались закалке в воду от температур нижней (740  $^{\circ}\text{C}$ , режим 1) и верхней (820  $^{\circ}\text{C}$ , режим 2) областей МКИ температур.

Структура стали после обработки по режиму 1 представляла собой смесь феррита, мартенсита и частично нерастворенные карбиды  $\text{Fe}_3\text{C}$ . При повышении температуры закалки в образце стали 20Х была сформирована феррито-мартенситная структура, в которой доля феррита составляла ~15 %.

Результаты испытаний на растяжение свидетельствуют о том, что сталь 20Х после обработки по режиму 1 находится в пластичном состоянии при невысокой прочности ( $\sigma_{0,2} = 320\text{ МПа}$ ,  $\sigma_b = 555\text{ МПа}$ ,  $\delta_p = 12\%$ ,  $\delta = 24\%$ ,  $\psi = 70\%$ ), тогда как закалка из верхней области МКИ привела к резкому повышению прочностных и падению пла-

стических характеристик ( $\sigma_{0,2} = 970$  МПа,  $\sigma_b = 1290$  МПа,  $\delta = 7\%$ ,  $\delta_p = 5\%$ ,  $\psi = 19\%$ ).

Таким образом, обработка в МКИ температур приводит к формированию в стали 20Х гетерофазной смеси феррита (Ф), бейнита (Б) и мартенсита (М), в которой каждая структурная составляющая имеет свое функциональное назначение — за пластичность и способность к деформационному упрочнению отвечает доля феррита  $q_{\text{Ф}}$ , за прочность — тип (Б/М) и доля упрочняющих частиц  $q_{\text{Б/М}}$ .

Результаты испытаний на ударный изгиб показали, что, несмотря на хорошую пластичность и способность к деформационному упрочнению ( $\delta_p = 12$ ,  $\delta = 24$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,57$ ), сталь 20Х после обработки по режиму 1 имеет низкую ударную вязкость ( $KCV = 0,33$  МДж/м<sup>2</sup>). Охрупчивание при такой обработке, по-видимому, связано с появлением в стали 20Х при охлаждении от температуры чуть выше  $A_{c1}$  зернограничного эффекта — выделения по границам ферритных зерен крайне дисперсных частиц с содержанием углерода близким к эвтектоидному. Анализ поверхности образца методом РЭМ после ее полировки коллоидным Si подтвердил данное предположение.

Проведенные исследования для стали 20Х свидетельствуют о том, что обработка в МКИ температур является эффективным способом достижения высокой конструктивной прочности сталей, а варьирование параметров такой обработки (температура и продолжительность выдержки, скорость охлаждения) позволяют за счет целенаправленного изменения структурно-фазового состояния металла получать разные сочетания механических свойств.

УДК 621.787.4

**К. И. Эмурлаев**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

emurlaev@corp.nstu.ru

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук И. А. Батаев

## ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ AISI 321

В работе представлены результаты исследования сухого фрикционного взаимодействия стали 12X18H10T с вольфрамокобальтовым индентором по схеме «палец-диск». Рассмотрены структурные преобразования методами растровой электронной микроскопии, а также оценены дюрометрические свойства методом измерения по Виккерсу.

*Ключевые слова:* трение, синхротронная рентгеновская дифракция, эволюция микроструктуры, деформация, мартенситное превращение

**К. I. Emurlaev**

## THE EFFECT OF FRICTIONAL INTERACTION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF AISI 321 STEEL

The paper presents the results of the investigation of dry friction interaction of AISI 321 steel against WC—Co counterpart according to the «pin-on-disk» scheme. Structural transformations and durometric properties were evaluated using by scanning electron microscopy and Vickers hardness tester respectively.

*Key words:* friction, synchrotron X-ray diffractometry, microstructural evolution, deformation, martensite transformation

Различные детали машин и аппаратов должны обеспечивать надежность и долговечность эксплуатации. Особую важность имеют узлы трения, которые зачастую подвергаются экстремальным условиям воздействия. К ним можно отнести высокие контактные давления, которые могут превышать предел текучести материала, скорость и температуру, а также присутствие абразивных частиц и коррозионной среды.

Интерес представляет рассмотрение особенностей преобразования структуры нержавеющей стали. Стали, содержащие метастабильный аустенит, являются перспективными конструкционным материалами, обладающими высокими показателями коррозионной стойкости и механическими характеристиками. Существенное влияние на их прочностные свойства оказывает деформационно-индуцированное мартенситное превращение. По этой причине для максимально эффективного использования таких сталей необходимо иметь глубокие фундаментальные познания о формировании мартенсита деформации [1; 2].

Целью работы было рассмотрение особенностей фазовых превращений и влияния фрикционного взаимодействия на свойства хромоникелевой стали.

Эксперимент выполнялся в условиях сухого трения скольжения по схеме палец-диск, как показано на рис. 1, а. В качестве изучаемого материала была выбрана сталь 12Х18Н10Т, отожженная при 900 °С в вакууме, а в качестве контртела использовался WC—Co сплав. Структура изучалась методом растровой электронной микроскопии с использованием Carl Zeiss EVO50. ДюрOMETрические испытания проводились по методу Виккерса на микротвердомере Wolpert Group 402MVD.

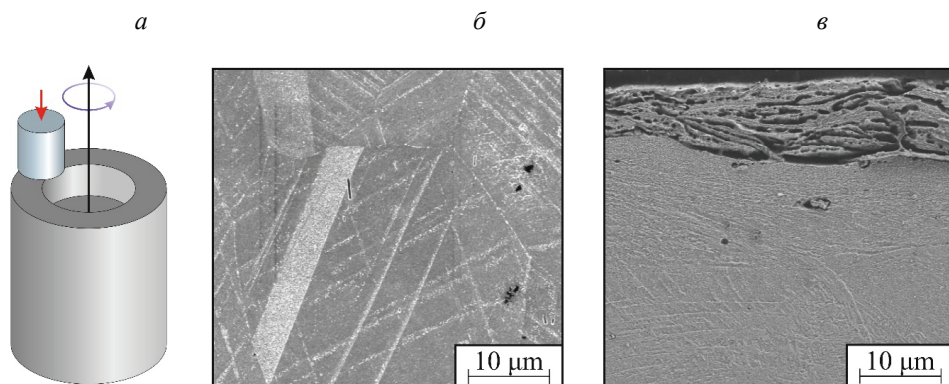


Рис. Схема триботехнического эксперимента и микроструктура поперечного сечения стали:

а — схема «палец-диск»; б — исходная структура; в — после 50 циклов трения

На рис. 1, б показано изображение исходной микроструктуры стали, а на рис. 1, в — после 50 циклов фрикционного взаимодействия. Можно отметить, что диссипация энергии трения происходит по нескольким механизмам [2–4]. Во-первых, наблюдается существенное измель-

чение структуры материала, во-вторых, — повороты микрообъемов вдоль направления скольжения вплоть до достижения ими параллельной ориентировки. На поверхности материала заметны множественные деламационные трещины, формирование которых обусловлено достижением критических значений плотности дислокаций, локальным скоплением деформаций, а также наличием карбидов, которые могут выступать концентраторами напряжений [5]. Помимо этого, одним из проявлений адаптации структуры может являться формирование мартенсита деформации. Стоит отметить, что такое превращение сопровождается увеличением объема. По этой причине происходит возрастание структурных напряжений, что в сочетании с хрупкостью мартенсита и циклическим фрикционным взаимодействием также может приводить к образованию несплошностей.

Результаты измерения микротвердости, показанные на рис. 2, подтверждают существенный наклеп поверхностного слоя. При этом твердость у поверхности значительно отличается от последующих измерений. Предположительно это обусловлено не только измельчением структуры, но также и бездиффузионным превращением аустенита в мартенсит деформации.

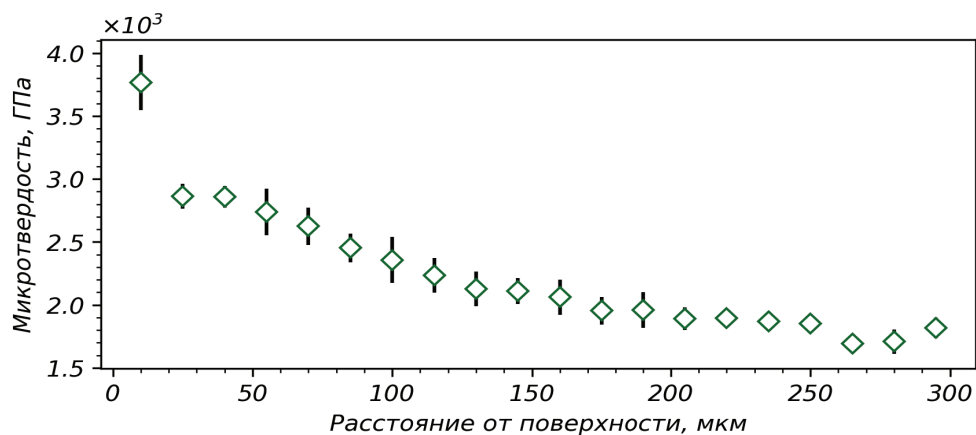


Рис. 2. Распределение микротвердости по поперечному сечению стали 12Х18Н10Т от поверхности трения

Таким образом, фрикционное взаимодействие приводит к комплексу процессов эволюции микроструктуры, что было подтверждено методом растровой электронной микроскопии. Результаты дюротри-

ческих испытаний показали, что твердость у поверхности контакта возрасла более чем в два раза.

*Работа выполнена по гранту Президента РФ  
для молодых ученых — кандидатов наук МК-2516.2019.8.*

#### Литература

1. Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment / A. Makarov [et al.] // Met. Work. Mater. Sci. 2015. V. 21, № 3. P. 80–92.
45. Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels / N. Nakada [et al.] // Acta Mater. 2010. V. 58. P. 895–903.
46. Tarasov S., Kolubaev A. Effect of friction on subsurface layer microstructure in austenitic and martensitic steels // Wear. 1999. V. 231, № 2. P. 228–234.
47. Tarasov S., Rubtsov V., Kolubaev A. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding // Wear. 2010. V. 268. P. 59–66.
48. Suh N. The delamination theory of wear // Wear. 1973. V. 21. P. 111–124.

УДК 669.018.58.017

**М. А. Мариева<sup>\*</sup>, А. А. Шацов**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
г. Пермь

*\*marievamar@rambler.ru*

## ОБРАТИМЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co

Исследованы особенности формирования магнитных свойств в магнитотвердом порошковом сплаве 22Х15К4МС после закалки и многоступенчатого старения. Показана возможность многократного получения требуемого уровня гистерезисных магнитных свойств. Определено влияние количества циклов повторного старения на стабильность магнитных свойств во времени.

*Ключевые слова:* магнитотвердый сплав, порошковый сплав, коэрцитивная сила, магнитная индукция, Fe–Cr–Co

**М. А. Marieva, A. A. Shatsov**

## REVERSIBLE CHANGES OF MAGNETIC PROPERTIES IN ALLOYS BASED ON THE Fe–Cr–Co SYSTEM

The magnetically hard powder alloy 22Kh15K4MS was studied after quenching and multi-stage aging. The possibility of repeatedly obtaining the required magnetic properties is shown. A certain effect of the number of cycles is repeated on the constancy of magnetic properties over time.

*Key words:* hard magnetic alloy, powder alloy, coercive force, magnetic induction, Fe–Cr–Co

**В** прецизионном приборостроении широкое применение находят гистерезисные магниты на основе системы Fe–Cr–Co в составе электрических двигателей навигационных систем. В настоящей работе рассмотрены способы управления магнитными свойствами магнитотвердого порошкового сплава 22Х15К4МС при многократном старении.



Основным параметром, характеризующим эксплуатационные характеристики гистерезисных магнитов, является соотношение магнитных свойств: остаточной магнитной индукции  $B_r$  и коэрцитивной силы  $H_c$ . Обычно уровень требуемых магнитных свойств таких систем ниже максимально достижимого уровня для данных сплавов. Интервал значений магнитных свойств, необходимых в конкретной системе, может быть узким, следовательно, при термической обработке возможно получение более высокого, nežелательного уровня магнитных свойств. В работе рассмотрена возможность многократного достижения требуемых гистерезисных свойств в сплавах на основе системы Fe–Cr–Co. Однако повторная термическая обработка может способствовать снижению уровня внутренних напряжений и, соответственно, магнитных свойств во времени [1], что может оказывать существенное влияние на стабильность характеристик петли магнитного гистерезиса, от которой зависит надежность работы двигателя. Основным фактором, оказывающим влияние на магнитные свойства, является время [1]. Цель работы — определение возможности многократного достижения требуемых магнитных свойств без ущерба их стабильности.

Исследовали порошковый сплав 22X15 K4 MC, табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава

Сплав	Содержание элементов, % (масс)					
	Cr	Co	Mo	W	FeSi	Fe
22X15K4MC	22,5	15	4	—	2	основа

В качестве шихты использовали: хром ПХ-1 С, ТУ 14–5-298–99, кобальт ПК-1, ГОСТ 9721–79; железо ОСЧ 6–2, ТУ 6–09–05808008–262–92; феррокремний ФС50, ГОСТ 1415–93. Шихту усредняли в смесителе со смещенной осью вращения в течение 8 часов. Заготовки образцов в количестве 10 шт. получали холодным прессованием при давлении 600 МПа и спекали при 1350 °С в вакууме  $10^{-2}$  Па 2 ч. Термическая обработка включала закалку от 1250 °С в 15 %-ном водном растворе NaCl и последующее трехступенчатое старение при температурах 635, 575, 555 °С в течение 40, 50 и 5 мин соответственно с принудительным охлаждением на воздухе. Для изменения уровня магнитных свойств проводили повторные циклы старения при указанных температурах с выдержками 15, 50 и 5 мин соответственно. Общее количество циклов

старения составило 3. Магнитные свойства определяли на гистерезис-графе «Permagraph L» с программным обеспечением PERMA.

Магнитные свойства образцов в зависимости от количества циклов старения приведены в табл. 2.

Из полученных результатов следует, что с увеличением количества циклов старения происходит снижение окончательных магнитных свойств образцов в среднем на 20 %. Увеличение количества циклов от 3 до 5 приводило к снижению стабильности магнитных свойств: в течение 120 ч в нормальных условиях наблюдали снижение коэрцитивной силы в среднем на 25 % (рис.), значение магнитной индукции оставалось неизменным.

Таблица 2

Магнитные свойства образцов после старения

Показатели	№ цикла								
	1			2			3		
$T_{\text{стар}}, ^\circ\text{C}$	635	575	555	635	575	555	635	575	555
$B_r$ , Тл	0,98	0,99	1,02	0,97	0,97	1,01	0,94	0,95	0,98
$H_c$ , кА/м	8,67	9,18	13,1	9,9	10,2	11,7	9,8	9,87	10,4

По мнению авторов, снижение коэрцитивной силы может быть связано с уменьшением уровня внутренних напряжений в структуре материала, что подтверждается результатами работы [2].

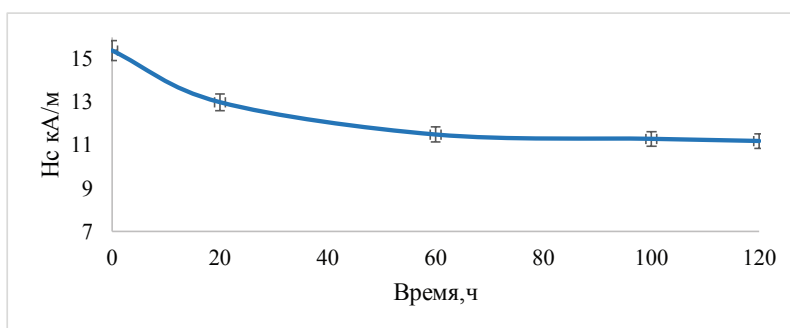


Рис. Зависимость коэрцитивной силы образцов от времени

Таким образом, показана возможность получения требуемого уровня  $B_r$  и  $H_c$ , однако общее количество циклов старения для достижения стабильных магнитных свойств не должно превышать 3.

### **Литература**

1. Кекало И. Б. Самарин Б. А. Физическое материаловедением прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами : учебник. М. : Металлургия, 1989. 496 с.

2. Влияние добавок Мо и W на гистерезисные магнитные свойства порошкового гребневого сплава / К. Н. Генералова [и др.] // МиТОМ. 2019. № 10. С. 72–77.

УДК 669.295:661.882

**Н. А. Баранникова, Ф. В. Водолазский<sup>\*</sup>, С. М. Илларионова,  
Д. Ф. Шареева, Л. Н. Кириллова, М. А. Шабанов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*f. v.vodolazskiy@urfu.ru*

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ТВЕРДОСТИ ПО СЕЧЕНИЮ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА ВТ14

В работе методами макро-, микро-, рентгеноструктурного и дюрометрического анализов исследовано изменение макро-, микроструктуры и твердости по сечению крупногабаритной горячедеформированной трубной заготовки из сплава ВТ14.

*Ключевые слова:* титановый сплав ВТ14, горячая деформация, свойства, макроструктура, микроструктура

**N. A. Barannikova, F. V. Vodolazskiy, S. M. Illarionova, D. F. Sharaeva,  
L. N. Kirillova, M. A. Shabanov**

## CHANGE OF STRUCTURAL CONDITION AND HARDNESS FOR A SECTION OF HOT-WORKED PIPE BILLET FROM VT-14 ALLOY

In this paper, the methods of macro, micro, X-ray structural and durometric analyzes were used to study the changes of macro, microstructure and hardness for the large-sized hotworked pipe billet of VT–14 alloy.

*Key words:* titanium alloy VT–14, hot deformation, phase composition, macro-structure, microstructure

**С**плав ВТ14 относится к двухфазным ( $\alpha+\beta$ )-сплавам титана мартенситного класса и входит в группу высокопрочных сплавов [1]. Сплав ВТ14 хорошо деформируется в горячем состоянии, основные операции штамповки осуществляются при нагреве [2]. Ковка, штамповка, горячая прокатка сплава производятся в интервале

---

© Баранникова Н. А., Водолазский Ф. В., Илларионова С. М., Шареева Д. Ф., Кириллова Л. Н., Шабанов М. А., 2020

температур 1050–750 °С, при этом 50–60 % деформации рекомендуется производить при температурах двухфазной ( $\alpha + \beta$ )-области [1]. В работе исследована взаимосвязь изменения структурного состояния и твердости по сечению крупногабаритной трубной заготовки из сплава ВТ14.

В работе использовали следующие виды анализа: макроструктурный — визуально с использованием метода шкал [3], микроструктурный — с помощью микроскопа «OLYMPUS GX51», рентгеноструктурный фазовый (РСФА) — на дифрактометре «Bruker D8 Advance» в медном  $K_{\alpha}$ -излучении, дюрометрический — с измерением твердости по Виккерсу по ГОСТ 6507–1 2007 [4] на универсальном твердомере Zwick/Roell ZHU type 6187–5 LKV.

Материалом для исследования служил темплет в виде круга диаметром 130 мм и толщиной 30 мм, вырезанного из горячекованной заготовки из сплава ВТ14, полученной на ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Химический состав сплава представлен в табл. форме.

Химический состав сплава ВТ14, мас. %

Ti	Al	Mo	V	Zr	Fe	O	N	C	H	Si
основа	5,57	3,41	1,45	0,061	0,12	0,08	0,006	0,007	0,0023	0,031

Исследование горячекованной трубной заготовки диаметром 130 мм из сплава ВТ14 показало, что по сечению полуфабриката наблюдается достаточно однородная макро- и микрозеренная структура с наиболее крупнозернистым строением в центре с 10-м баллом и 8–9-м типом по шкалам макро- и микроструктур (рис. 1). Средний размер  $\beta$ -зерна увеличивается от поверхности темплета к его центру вследствие как замедления скорости охлаждения по мере продвижения к центру заготовки, так и возможного деформационного разогрева внутренних объемов заготовки при ковке при одновременном подстуживании приповерхностных областей.

Для средних значений по трем направлениям измерения характерна тенденция к росту твердости от центра темплета к его поверхности в пределах 10 ед. HV, рис. 2. Это, очевидно, связано с изменением скорости охлаждения по сечению темплета с температуры последней обработки, так как известно, что скорость охлаждения максимальна на поверхности заготовки и уменьшается к его центру.

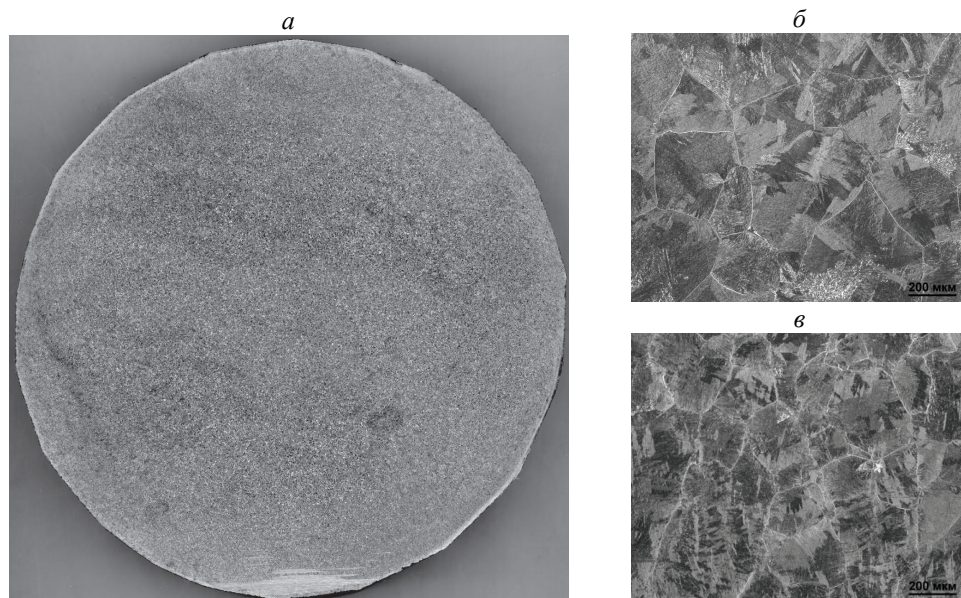


Рис. 1. Структура горячедеформированного темплета из сплава ВТ14: *a* — макроструктура в поперечном сечении; *б* — микроструктура центральной части в продольном направлении; *в* — микроструктура у поверхности в продольном направлении

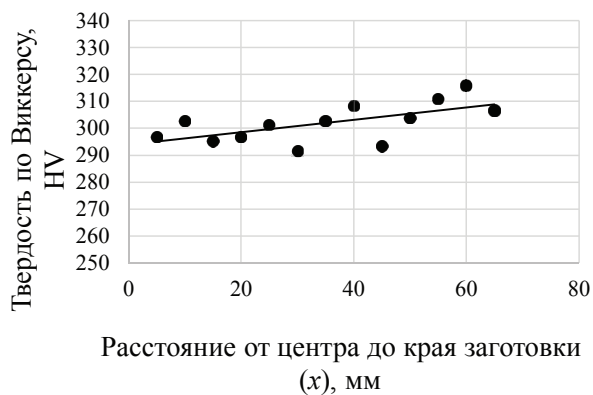


Рис. 2. Изменение твердости средних значений по трем измерениям в разных направлениях от центра к боковой поверхности темплета

Количественная оценка в горячекованной заготовке объемной доли фаз по методу Ритвельда показала, что соотношение фаз примерно 90 %  $\alpha$  и 10 %  $\beta$ , что характерно для сплава ВТ14 в равновесном состоя-

нии. Периоды решеток фаз составили:  $\beta$ -фазы —  $a = 3,2429 \pm 0,0008$  А;  $\alpha$ -фазы —  $a = 2,92709 \pm 0,00019$  А;  $c = 4,6722 \pm 0,0004$  А,  $c/a = 1,596$ .

*Исследование выполнено при финансовой поддержке  
Российского научного фонда (проект № 18–79–10107).*

### **Литература**

1. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. М. : Металлургия, 1974. 368 с.
2. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М. : ВИС–МАТИ, 2009. 520 с.
3. Илларионов А. Г., Попов А. А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. 136 с.
4. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / Л. А. Никольский [и др.]. М. : Машиностроение, 1975. 285 с.

УДК 538.9/669.1

**А. А. Свиридова, А. А. Лебедева, С. Б. Рыбалка, О. А. Шишкина,  
О. В. Щербакова**

Брянский государственный технический университет, г. Брянск

*kineticx@bk.ru* (почта организации)

## РАСЧЕТ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$

Кинетика индуцированного водородом прямого фазового превращения в магнитном сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  проанализирована в рамках кинетической модели Колмогорова. Получено кинетическое уравнение в рамках кинетической теории фазовых превращений Колмогорова, «хорошо описывающее» изотермическую кинетическую диаграмму прямого фазового превращения в сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  в зависимости от температуры превращения.

*Ключевые слова:* кинетика, фазовые переходы, магнитные сплавы

**A. A. Sviridova, A. A. Lebedeva, S. B. Rybalka, O. A. Shishkina,  
O. V. Shcherbakova**

## ISOTHERMAL KINETIC DIAGRAM CALCULATION OF PHASE TRANSFORMATION IN $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ALLOY

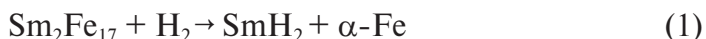
The kinetics of the hydrogen induced direct phase transformation in  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  magnetic alloy has been analyzed in framework of Kolmogorov's kinetic model. It is obtained the kinetic equation on the basis of Kolmogorov's kinetic theory of the phase transformations that well described the isothermal kinetic diagram of direct phase transformation in  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  alloy in dependence on transformation temperature.

*Key words:* kinetics, phase transitions, magnetic alloys

Соединения интерметаллидов типа  $\text{R}_2\text{M}_{17}$  ( $\text{R} = \text{Er}, \text{Sm}, \text{Y}, \text{Dy}, \text{Ho}, \text{Gd}$ ) демонстрируют ряд весьма интересных магнитных явлений при их взаимодействии с атомами внедрения ( $\text{H}, \text{N}, \text{C}, \text{B}$ ) [3–5]. Например, новая перспективная технология, известная как HDDR-процесс (Hydrogenation-Decomposition-Desorption-Recombination) [1], была применена для обработки магнитотвердых сплавов типа  $\text{R}_2\text{M}_{17}$



( $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ,  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  и др.) для постоянных магнитов, и позволила улучшить их структуру и магнитные свойства путем индуцированных водородом обратимых фазовых превращений [1]. В частности, при HDDR-обработке в сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  происходит индуцированное водородом прямое фазовое превращение (в атмосфере водорода и при температурах выше  $400^\circ\text{C}$ ) с распадом исходного сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  на гидридную фазу  $\text{SmH}_2$  и  $\alpha$ -фазу Fe по следующей фазовой схеме [1; 2]:



Обратное фазовое превращение происходит в вакууме при эвакуации водорода из распавшегося сплава и сопровождается процессами рекомбинации распавшихся фаз в исходную фазу  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  [1].

Исследование кинетики указанных выше фазовых превращений, индуцированных водородом, позволит в дальнейшем контролировать микроструктуру и магнитные свойства этого сплава. Далее для последующего анализа механизма развития превращения была использована теория Колмогорова [3]. В соответствии с теорией Колмогорова, доля превращения  $f$  в зависимости от времени превращения  $t$  может быть описана следующим выражением:

$$f = 1 - \exp(-kt^n), \quad (2)$$

где  $t$  — время превращения,  $k$  и  $n$  — кинетические константы.

Известно, что если экспериментальные результаты кинетики перестроить в координатах  $\ln [-\ln (1 - f)] - \ln t$ , то возможно определить константу  $n$ , которая дает важную информацию о наиболее вероятных механизмах превращений [3]. При этом подобные зависимости имеют, как правило, два линейных участка [2; 3] с двумя разными значениями кинетической константы  $n$ , т. е.  $n_1$  — до  $\sim 0,5$  степени превращения и  $n_2$  — после  $0,5$  степени превращения. Фактически это означает смену механизма развития превращения, т. е. примерно до  $0,5$  степени превращения оно контролируется скоростями зарождения и роста новых фаз, а после  $0,5$  степени превращения контролируется в основном скоростью роста новых фаз. Таким образом, можно полагать, что обнаруженное изменение значения кинетической константы  $n$  обусловлено сменой механизма превращения, т. е. примерно до  $\sim 0,5$  степени превращения превращение контролируется скоростями зарождения и роста новой фазы  $\alpha\text{-Fe}$ , а после  $0,5$  степени превращения — в основном контролируется только скоростью роста новой фазы  $\alpha\text{-Fe}$ . Ранее было установлено, что значения константы  $n$  после  $0,5$  степени превращения

близки к 0,5 [2], что в соответствии с классификацией Кристиана [3] характерно для превращений с диффузионно-контролируемой скоростью роста центров новой фазы. Можно полагать, что исследованные индуцированные водородом прямые фазовые превращения в сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  контролируются диффузией атомов железа к растущим центрам новой фазы  $\alpha\text{-Fe}$ . Далее кинетический коэффициент  $k$  может быть записан в зависимости от температуры следующим образом [3]:

$$k \approx aT e^{-\frac{U}{RT}}, \quad (3)$$

где  $T$  — температура (К),  $R$  — универсальная газовая постоянная,  $U$  — энергия активации превращения,  $a$  — константа, зависящая от температуры. Зависимость кинетического коэффициента  $k$  от температуры  $T$  показана на рис. 1. Подставив (3) в (2), можно получить уравнение для времени превращения  $t$  в зависимости от температуры  $T$  и степени превращения  $f$ :

$$t = \left( \frac{\ln\left(\frac{1}{1-f}\right) e^{\frac{U}{RT}}}{aT} \right)^{1/n}, \quad (4)$$

где  $t$  — время превращения (с),  $T$  — температура (К),  $R = 8,31$  Дж/(моль $\times$ К), полагая  $U = 250$  кДж/моль (энергия активации диффузии атомов Fe),  $a = 1,27 \times 10^9$  (с $^{-1} \times$  К $^{-1}$ ) (определена из рис. 1) и кинетическая константа  $n = 0,5$ .

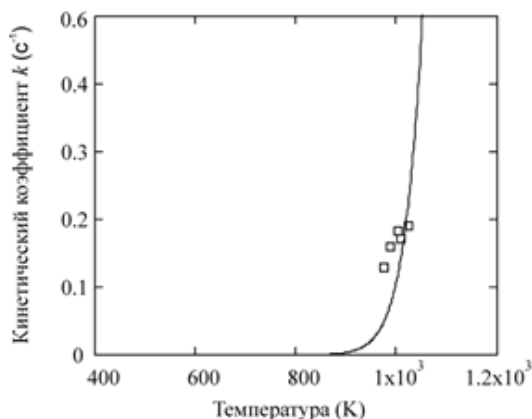


Рис. 1. Зависимость  $k$  от температуры превращения  $T$  для прямого фазового превращения в сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$

Построенная по уравнению (4) изотермическая кинетическая диаграмма фазового превращения в сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  показана на рис. 2.

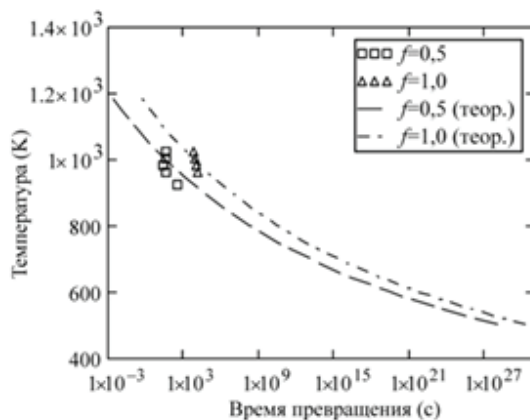


Рис. 2. Изотермическая кинетическая диаграмма прямого фазового превращения в сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  рассчитанная по уравнению (4) для различных степеней превращения  $f$  (точки — экспериментальные данные)

Таким образом, показано, что на основе уравнения (4) может быть рассчитана изотермическая кинетическая диаграмма индуцированного водородом прямого фазового превращения в сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  на стадиях превращения более 0,5, что важно с практической точки зрения.

#### Литература

1. Liu Yi, Sellmyer D. J., Shindo D. Handbook of Advanced Magnetic Materials. Boston: Springer, 2006. 1802 p.
2. Рыбалка С. Б., Додонова Е. В., Скоков К. П. Кинетика роста новых фаз в ходе фазовых превращений индуцированных водородом в магнитотвердом сплаве  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Математика. Механика. Физика. 2011. № 32. С. 109–114.
3. Christian J. W. The Theory Transformations in Metals and Alloys. Oxford : Pergamon Press, 2002. 1193 p.

УДК 538.9/669.1

**Д. С. Титов, С. Б. Рыбалка, А. А. Лебедева, И. О. Мачихина**

Брянский государственный технический университет, Брянск

*kineticx@bk.ru* (почта организации)

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ РОСТА ФАЗ В ХОДЕ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ ТИПА $R_2Fe_{14}B$

Кинетика индуцированного водородом прямого фазового превращения в магнитотвердом сплаве  $R_2Fe_{14}B$  проанализирована в рамках кинетической модели Колмогорова. На основе кинетической теории фазовых превращений Колмогорова установлена зависимость скорости роста новых фаз в ходе фазовых превращений в сплаве типа  $R_2Fe_{14}B$  в зависимости от давления водорода при превращении.

*Ключевые слова:* кинетика, фазовые переходы, магнитные сплавы

**D. S. Titov, S. B. Rybalka, A. A. Lebedeva, I. O. Machikhina**

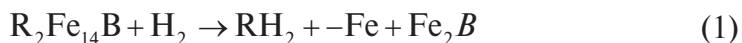
## DETERMINATION OF GROWTH RATE OF PHASES DURING PHASE TRANSFORMATION IN $R_2Fe_{14}B$ TYPE ALLOY

The kinetics of hydrogen-induced phase transformation in  $R_2Fe_{14}B$  type hard magnetic alloy has been analyzed in the framework of the Kolmogorov's kinetic model. On the basis of the kinetic theory of Kolmogorov phase transformations has been established the dependence of the rate growth of new phases during hydrogen-induced phase transformations in  $R_2Fe_{14}B$  type in dependence on hydrogen pressure during the transformation.

*Key words:* kinetics, phase transitions, magnetic alloys

Фазовые превращения являются основой обработки металлов и сплавов [1; 2]. Предложенная Такешитой новая технология, известная как HDDR-процесс (Hydrogenation-Decomposition-Desorption-Recombination), основана на фазовых превращениях, индуцированных водородом, и используется для повышения магнитных свойств магнитотвердых сплавов типа  $R_2Fe_{14}B$  [3]. Индуцированное водородом

дом прямое фазовое превращение происходит в атмосфере водорода ( $\sim 0,1$  МПа) при  $600\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , когда в результате взаимодействия сплава с водородом исходный сплав  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  распадается на фазы по схеме [3]:



Последующее удаление водорода из распавшегося сплава приводит к развитию обратного фазового превращения с рекомбинацией распавшихся фаз в исходную  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  фазу. Использование прямых и обратных индуцированных водородом фазовых превращений в магнитотвердых сплавах  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  позволяет значительно улучшить не только их микроструктуру и магнитные свойства. Исследование кинетических закономерностей фазовых превращений, индуцированных водородом в  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ , позволит контролировать микроструктуру и магнитные свойства.

На рис. 1, *a* показаны экспериментальные результаты исследования кинетики индуцированного водородом прямого фазового превращения в сплаве  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  ( $\text{R} = \text{Nd}, \text{Pr}$ ) при постоянной температуре  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  и давлениях водорода от  $0,1$  до  $0,2$  МПа. Как видно из рис. 1, *a*, при повышении давления водорода развитие фазового превращения значительно ускоряется.

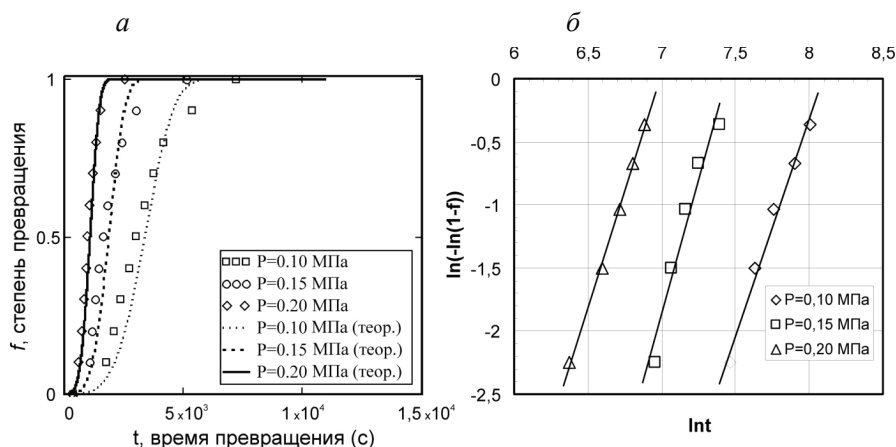


Рис. 1. Кинетика прямого фазового превращения в сплаве  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ :

*a* — при температуре  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  и различных давлениях водорода (точки — данные эксперимента, кривые — теоретический расчет);

*б* — зависимость  $\ln[-\ln(1-f)]$  от  $\ln t$ .

Анализ кинетики превращения был проведен в рамках теории Колмогорова, согласно которой [1, 2] степень превращения  $f$  может быть описана следующим выражением:

$$f = 1 - \exp(-kt^n), \quad (2)$$

где  $t$  — время превращения,  $k$  и  $n$  кинетические переменные.

Если экспериментальные результаты кинетики перестроить в координатах  $\ln[-\ln(1-f)] - \ln t$ , то возможно определить константу  $n$ , которая дает важную информацию о наиболее вероятных механизмах превращений [2]. Из рис. 1, б установлено, что при всех давлениях среднее значение  $n = 3,8$ , что близко к  $n = 4$ , как и в модели Колмогорова [1]. В соответствии с классификацией Кристиана [2], полученные значения  $n$  соответствуют превращениям с постоянной скорости зарождения  $I$  новой фазы. Константа  $k$  определяется через скорость зарождения новой фазы  $I$  и скорость роста новой фазы  $\omega$ :

$$k = \frac{\pi}{3} I \omega^3. \quad (3)$$

Скорость зарождения новой фазы  $I$  в соответствии с [1] равна:

$$I = \gamma \frac{RT e^{-\frac{U}{RT}}}{h}, \quad (4)$$

где  $T$  — температура превращения,  $\gamma = 10^{-6}$ ,  $U$  — энергия активации превращения,  $h$  — постоянная Планка,  $R$  — универсальная газовая постоянная. Из уравнений (3) и (4) скорость роста новой фазы  $\omega$  равна:

$$\omega = \sqrt[3]{\frac{3khe^{\frac{U}{RT}}}{\pi\gamma RT}}. \quad (5)$$

Далее были определены значения  $k$ , удовлетворительно описывающие кинетические кривые превращения (рис. 1, а). Затем, предполагая что энергия активации превращения близка энергии активации диффузии атомов Fe ( $U = 250$  кДж/моль), на основе уравнения (5) были рассчитаны скорости роста новой фазы  $\omega$  в зависимости от давления газообразного водорода (рис. 2).

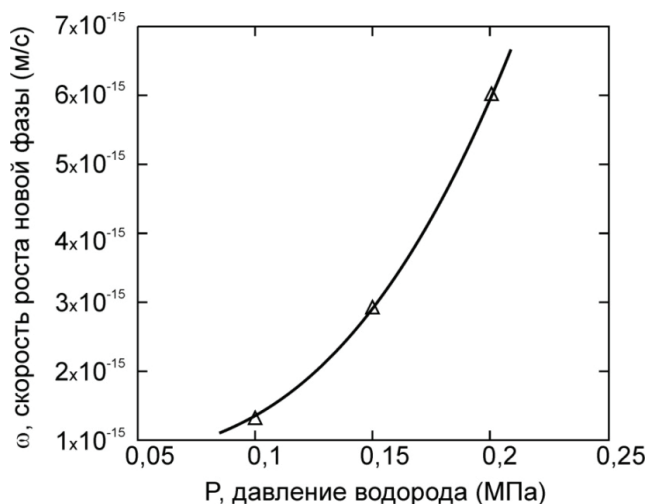


Рис. 2. Скорость роста новой фазы  $\omega$  в зависимости от давления водорода  $P$  при прямом фазовом превращении в сплаве  $R_2Fe_{14}V$  при температуре  $750^\circ C$

Таким образом, из рис. 2 следует, что скорость роста новой фазы нелинейно возрастает с ростом давления газообразного водорода.

### Литература

1. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений. М. : Металлургия, 1969. 264 с.
2. Christian J. W. The Theory Transformations in Metals and Alloys. Oxford : Pergamon Press, 2002. 1193 p.
3. Liu Yi., Sellmyer D. J., Shindo D. Handbook of Advanced Magnetic Materials. Boston : Springer, 2006. 1802 p.

УДК 669-179

**С. О. Морозов<sup>\*</sup>, О. В. Пименова, М. С. Хадыев, Н. Н. Озерец, С. Б. Михайлов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>\*</sup>segamoroz@gmail.com,

Научные руководители: д-ра техн. наук М. А. Филиппов, Ю. С. Коробов

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ С TRIP/TWIP-ЭФФЕКТОМ ДЛЯ СВАРКИ И НАПЛАВКИ

Изучены фазовые превращения и структура, формирующаяся в процессе кристаллизации и последующего термического и деформационного воздействий при объемном и поверхностном нагружении стали типа 50X18. Установлено, что диссипативная структура содержит повышенное количество деформационно-нестабильного остаточного аустенита,  $\delta$ -феррит и высокопрочный углеродисто-хромистый мартенсит. Сварные соединения обладают высокой способностью к интенсивному упрочнению в процессе локального деформационного воздействия вследствие ТРИП-эффекта.

*Ключевые слова:* структура, сварка, наплавка, ТРИП-эффект, аустенит, мартенсит

**S. O. Morozov, O. V. Pimenova, M. S. Khadyev, N. N. Ozerets, S. B. Mikhailov**

## FORMATION OF THE STRUCTURE OF STEEL WITH TRIP/TWIP-EFFECT FOR WELDING AND SURFACING

The phase transformations and the structure formed in the process of crystallization and subsequent thermal and deformation effects under volume and surface loading of 50X18 steel were studied. It was found that the dissipative structure contains an increased amount of deformation-unstable residual austenite,  $\delta$ -ferrite and high-strength carbon-chromium martensite. Welded joints have a high ability to intensive hardening in the process of local deformation action due to the TRIP effect.

*Key words:* structure, welding, surfacing, TRIP effect, austenite, martensite

Создание высокопрочных сварных конструкций требует разработки новых сварочных материалов, сочетающих повышенный уровень прочностных свойств с достаточной технологичностью, что-



бы при сварке высокопрочных элементов конструкций образовывать равнопрочные сварные соединения, а при наплавке поверхности — для повышения износостойкости ответственных узлов и деталей машин. Перспективной основой для разработки составов таких сталей служат среднеуглеродистые легированные стали, способные под влиянием охлаждения при кристаллизации или воздействии внешней нагрузки изменять фазовый состав с образованием кристаллов мартенсита охлаждения или деформации, с сопутствующей релаксацией термических, деформационных и фазовых напряжений и, как следствие, с повышенной способностью к упрочнению. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем воздействии эффективно производится микрогетерогенной структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе испытания или эксплуатации. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита, и формирование сжимающих напряжений с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя обеспечивают высокую стойкость при контактном воздействии на поверхность. Такие стали представляют собой синергетические системы, использующие микро-ТРИП-эффект вследствие регулируемого мартенситного превращения при кристаллизации и охлаждении сварных швов или в процессе их нагружения в наплавленном состоянии [1–3].

В связи с необходимостью разработки наплавочных сталей с метастабильным аустенитом для сварки и наплавки равнопрочных изделий со сварным швом, способных к релаксации напряжений и интенсивному упрочнению, цель работы состояла в изучении фазовых превращений, протекающих в процессе кристаллизации и термического и деформационного воздействия при объемном и поверхностном нагружении среднеуглеродисто-хромистой стали, соответствующей принципу метастабильности аустенита, обладающего ТРИП-эффектом.

По данным рентгеноструктурного анализа, наплавленные образцы сталью 50X18 содержат три фазы: феррит, аустенит и мартенсит с объемно-центрированной тетрагональной решеткой. Аустенит имеет сильную текстуру, в связи с чем точное определение процентного содержания фаз сложно из-за текстурирования аустенита и наложения пиков ферритной и мартенситной фаз.

Микроструктура стали (рис., *а*) представляет собой конгломерат из зерен трех цветовых оттенков после травления царской водкой: свет-

ло-желтых зерен аустенита с микротвердостью  $HV_{50} = 3000$  МПа и темнотравящимися группами пластин мартенсита ( $HV_{50} = 4850$  МПа) внутри зерен аустенита и ярко белых выделений  $\delta$ -феррита по границам зерен аустенита ( $HV_{50} = 2000$  МПа),

Проведено электронно-микроскопическое исследование структуры тонких фольг стали 50X18 на микроскопе ЭМВ-100 Л, полученных из верхней части наплавленного сварного шва на расстоянии примерно 2 мм от поверхности наплавленного металла (см. рис.). Твердость металла в этих участках составляет в среднем 32 HRC. Видно, что преобладающими фазами являются аустенит с наличием двойников (рис., б–г) и расщепленных дислокаций (рис., г), что указывает на низкую энергию дефектов упаковки, и участки  $\delta$ -феррита округлой формы с дислокационной субструктурой (рис., в). В отдельных участках аустенита присутствуют кристаллы  $\alpha$ -мартенсита (рис., б).

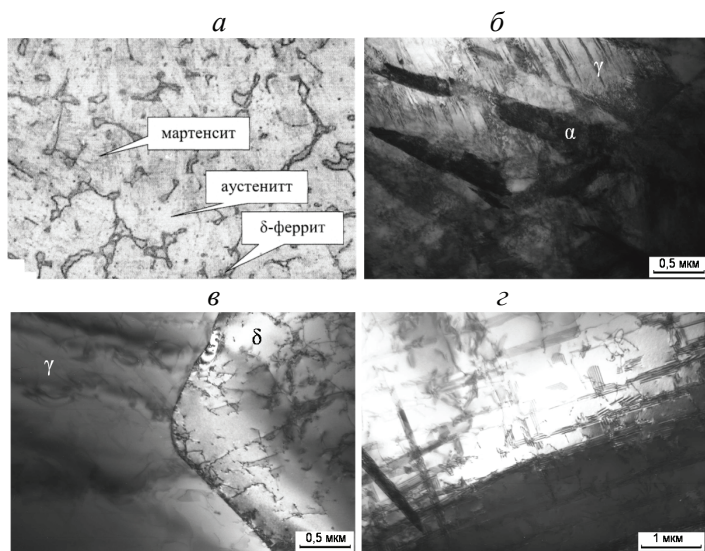


Рис. Микроструктура образца наплавленной стали 50X18 на расстоянии 2 мм от поверхности

Результаты измерения твердости по Роквеллу на дне лунки, оставленной шариковым индентором от пресса Бринелля, показывают, что величина прироста твердости по Роквеллу на дне лунки возрастает по мере увеличения нагрузки при нанесении предварительного отпечатка вследствие возрастания степени деформации и глубины отпе-

чатка. Прирост твердости при локальном нагружении у образцов стали 50X18 объясняется метастабильностью аустенита в этой стали и превращением его в мартенсит деформации во время нагружения (нанесения отпечатка) на прессе Бринелля и под индентором на приборе Роквелла. На прирост количества ферромагнитной фазы (мартенсита деформации) у стали 50X18 указывают магнитометрические измерения стержневым магнитометром на дне отпечатка прессы Бринелля.

### **Литература**

1. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение и кавитационностойкие сплавы. М. : Металлургия, 1972. 189 с.
2. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. М. : Металлургия, 1988. 257 с.
3. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. Харьков : Харьковский ФТИ, 2003. 212 с.

УДК 620.186.5

**Л. Р. Резяпова<sup>1\*</sup>, Р. Р. Валиев<sup>1, 2</sup>**<sup>1</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург\**luzia.rezyapova.97@mail.ru*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СТАРЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ

В работе проведено исследование эволюции структуры ультрамелкозернистого (УМЗ) титана в интервале температур 500–900 °С после равноканального углового прессования (РКУП) и волочения. Установлено изменение размера зерна и фазового состава при старении УМЗ-материала с изменением температурного режима.

*Ключевые слова:* титановый сплав, равноканальное угловое прессование, термическая обработка

**L. R. Rezyapova, R. R. Valiev**

## RESEARCH OF THE AGING PROCESS IN THE ULTRAFINE GRAIN TECHNICALLY PURE TITANIUM

In this paper research conducted the evolution of the structure of ultrafine-grained (UFG) titanium in the temperature range 500–900 °C after equal-channel angular pressing (ECAP) and drawing. The change in grain size and phase composition during aging of the UFG material with a change in temperature was established.

*Key words:* titanium alloy, equal channel angular pressing, heat treatment

**Т**итановые сплавы считаются наиболее привлекательными металлическими материалами для биомедицинских применений [1]. Поскольку чистый Ti имеет низкую прочность, легирование другими элементами обычно используется для повышения его механической прочности, но это приводит к ухудшению коррозионной стойкости и биосовместимости [2]. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является эффективным методом для получения ультрамелко-

зернистых (УМЗ) структур в металлах. УМЗ-материалы демонстрируют значительное повышение прочности, сверхпластичного поведения и в некоторых случаях улучшенную биосовместимость. Среди различных методов ИПД одним из наиболее эффективных методов является равноканальное угловое прессование (РКУП), позволяющее успешно формировать УМЗ-структуру в титане и повышать его прочность [3]. Дальнейшее повышение свойств также возможно с задействованием методов термической обработки, приводящих к выделению частиц вторых фаз в результате старения [4].

В настоящей работе Ti Grade 4 после РКУП и волочения имеет ультрамелкозернистую структуру. Образцы были подвергнуты термической обработке — отжигу при различных температурах: 500, 600, 650, 700, 800 и 900 °С с временем выдержки 30 мин.

До 700 °С микроструктура преимущественно мелкозернистая. Микроструктура в таких участках является частично рекристаллизованной. При температуре более 700 °С присутствуют как зерна больших размеров ( $18 \pm 3$ ) мкм, так и меньших размеров ( $12 \pm 3$ ) мкм.

Измерение микротвердости проводилось на приборе "Duramin" путем вдавливания стандартной алмазной пирамидки с квадратным основанием и углом при вершине 136 ° при нагрузке 100 г и ее длительности приложения 10 с. Микротвердость непрерывно падает при температурах до 650 °С и ее среднее значение  $268 \pm 15$  HV. Наибольшее значение достигнуто в интервале температур 700–800 °С, которое составляет  $295 \pm 10$  HV. Дальнейшее увеличение температуры приводит к снижению микротвердости до  $258 \pm 10$  HV.

Такое изменение микротвердости, возможно, связано с выделением частиц вторых фаз на границах зерен в интервале 700–800 °С, что может говорить о том, что в материале прошел процесс старения. Сильный рост зерна вызвал спад микротвердости при температурах более 800 °С.

Таким образом, изучение влияния повышения прочностных свойств следует наблюдать в интервале температур 700–800 °С.

*Исследование выполнено по гранту при финансовой поддержке  
Российского научного фонда (проект № 19–49–02003).*

*Авторы благодарят сотрудников центра коллективного пользования  
«Нанотех» и Уфимский государственный авиационный технический  
университет за помощь в проведении научных исследований.*

## Литература

1. Biomedical applications of titanium and its alloys / C. N. Elias [et al.] // JOM 60 (3). 2008. P. 46–49.
2. Mechanical properties and microstructural evolution of nanocrystalline titanium at elevated temperatures / S. Hamed [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2016. V. 669. P. 358–366.
3. Muhammad J. Q., Rosochowski A., Boczkal S. Influence of incremental ECAP on the microstructure and tensile behaviour of commercial purity titanium // Procedia Engineering. 2017. V. 207. P. 1481–1486.
4. Dyakonov G. S. Annealing behavior of severely-deformed titanium Grade / G. S. Dyakonov [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2019. V. 742. P. 89–101.

УДК 669-1

**Е. А. Кочеткова\*, В. С. Цепелев, В. В. Вьюхин, В. В. Конашков**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\**kochetkovayekaterina@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. С. Цепелев

## ВЯЗКОСТЬ СПЛАВА МЕЛЬХИОРА МАРКИ МН19

Исследованы температурные зависимости кинематической вязкости мельхиора марки МН19. На основании полученных экспериментальных данных предложены следующие рекомендации: минимальный нагрев до температуры 1400 °С, выдержка  $\approx 5$  мин для гомогенизации расплава.

*Ключевые слова:* политерма, кинематическая вязкость, гистерезис, структура, сплав, физические свойства сплава, мельхиор

**E. A. Kochetkova, V. S. Tsepelev, V. V. Vyukhin, V. V. Konashkov**

## VISCOSITY OF MELCHIOR ALLOY MARK MN19

The temperature dependences of the kinematic viscosity of melchior alloy mark MN19 are investigated. On the basis of the obtained experimental data, the following recommendations were given: the minimum heating to a temperature of 1400 °C, an extract  $\approx 5$  min. to homogenize the melt.

*Key words:* polytherm, kinematic viscosity, hysteresis, structure, alloy, physical properties of the alloy, melchior

Сплав мельхиора марки МН19 имеет следующий химический состав: Ni 18,0–20,0 %, остальное — медь. Этот сплав обладает высокой коррозионной стойкостью и имеет высокую прочность и пластичность. В работе выполнены подробные измерения кинематической вязкости сплава мельхиора марки МН19 методом затухающих крутильных колебаний тигля со ступенчатым изменением температуры  $T = 30$  °С [1–4]. Экспериментальные исследования проводились на установке для измерения кинематической вязкости расплавов в атмосфере высокочистого гелия под давлением  $10^5$  Па в режиме нагрева от  $T = 1300$  до 1600 °С и последующего охлаждения образца. На тем-

пературных зависимостях вязкости, которые были получены в режиме нагрева, в области  $T = 1300\text{--}1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  наблюдается уменьшение значений вязкости и гистерезис при последующем охлаждении (рис. 1).

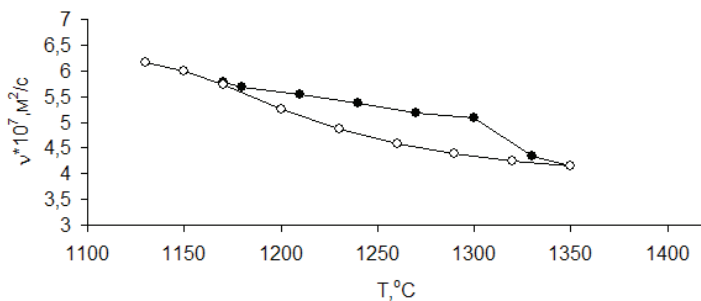


Рис. 1. Температурная зависимость кинематической вязкости мельхиора МН19 при нагреве до  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $\bullet$  — нагрев,  $\circ$  — охлаждение)

При нагреве образца до температуры  $T = 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$  на политермах вязкости наблюдается уменьшение значений вязкости. Также на температурных зависимостях вязкости расплава наблюдается гистерезис в области  $1250\text{--}1400\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 2).

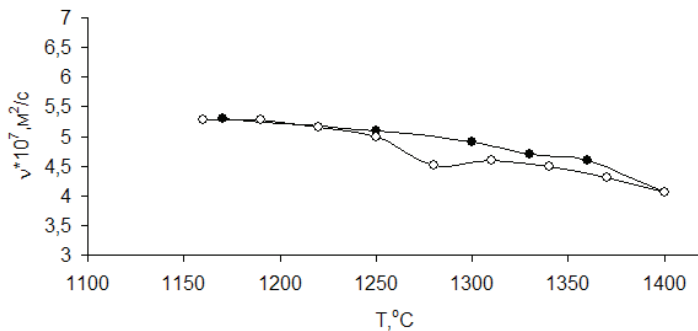


Рис. 2. Температурная зависимость кинематической вязкости мельхиора МН19 при нагреве до  $1400\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $\bullet$  — нагрев,  $\circ$  — охлаждение)

Наличие гистерезиса говорит об исчезновении неравновесных неоднородностей. Перегибы говорят о немонотонности, иногда скачкообразности процессов перехода системы к равновесию. Нагревом до критических температур происходит перевод расплава в равновесное состояние.  $T = 1300\text{--}1360\text{ }^{\circ}\text{C}$  — переходная область, при которой



происходит интенсивная перестройка расплава, о чем свидетельствуют полученные политермы. При уменьшении времени в жидком состоянии в режиме нагрева эта область расширяется в направлении высоких температур (рис. 2).

Проведена термовременная выдержка расплава при  $T = 1300^\circ\text{C}$ . Производился нагрев до этой температуры, выдержка в течение 80 мин с последующим охлаждением (рис. 3). После 50 мин расплав приходит в равновесное состояние. При меньших временах наблюдается осцилляция.

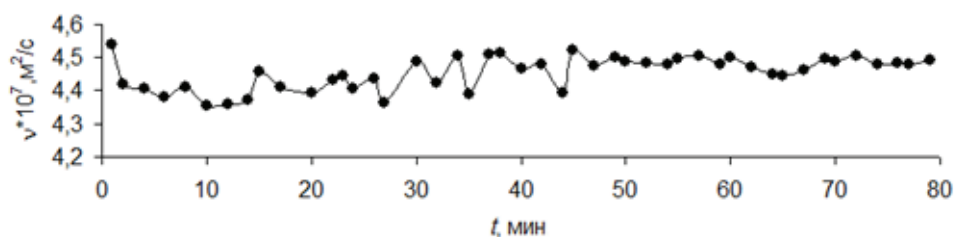


Рис. 3. Термовременная выдержка в течение 80 мин при  $T = 1300^\circ\text{C}$  (• — нагрев)

Вязкость является структурно-чувствительным свойством расплава, поэтому можно полагать, что имеющиеся особенности на политермах вязкости жидкого сплава МН19 определены структурными превращениями в нем. Гистерезис температурных зависимостей вязкости показывает изменение состояния расплава при нагреве и последующем охлаждении. В случае использования нагрева до предельной температуры при минимальном времени выдержки процесс перевода расплава в равновесное состояние наиболее эффективен, чем при нагреве ниже критической температуры, но при длительной выдержке сплава.

В результате проведенной работы получены новые экспериментальные данные о физических свойствах сплава мельхиора МН19. Определены значения характерных критических температур и температур гистерезиса вязкости, при которых структура расплава претерпевает существенные перестройки.

На основании полученных экспериментальных данных предложены следующие рекомендации к технологии выплавки сплава: минимальный нагрев до температуры  $1400^\circ\text{C}$ , выдержка 5 мин для гомогенизации расплава.

### Литература

1. Автоматизированная система определения кинематической вязкости расплавов/Д. В. Егоров [и др.] // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1998. Т. 64, № 11. С. 46–48.
2. Поводатор А. М., Цепелев В. С., Конашков В. В. Экспресс-измерение декремента затухания при фотометрическом определении вязкости высокотемпературных металлических сплавов //Известия вузов. Черная металлургия. 2015. Т. 58, № 6. С. 407–411.
3. Устройство бесконтактного определения вязкости образцов металлических расплавов: пат. 2668958 Рос. Федерация / А. М. Поводатор, В. В. Вьюхин, В. С. Цепелев, В. В. Конашков. 2018. Бюл. № 28.
4. Датчик устройства бесконтактного определения вязкости образцов металлических расплавов: пат. на полезную модель 176448 / Поводатор А. М., Цепелев В. С., Вьюхин В. В., Конашков В. В.. 2018, Бюл. № 2.

УДК 669-122

**М. С. Тептерев\*, И. А. Латушкин, А. Ф. Халимова**

АО «Аркони́к СМЗ», г. Самара

\*maksim.tepterev@arconic.com.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ КРУПНЫХ И МЕЛКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВЕ 1565Ч

В работе исследовано влияние термомеханической обработки алюминиевого сплава 1565Ч на изменение размеров и распределения крупных и мелких интерметаллидных частиц.

*Ключевые слова:* алюминий, алюминиевый сплав, 1565Ч, частицы, интерметаллиды, прокатка, отжиг

**M. S. Tepterev, I. A. Latushkin, A. F. Khalimova**

## INFLUENCE OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE CHANGE OF LARGE AND SMALL INTERMETALLIC PARTICLES IN THE ALLOY 1565CH

The influence of thermomechanical treatment of 1565CH aluminum alloy on changes in the size and distribution of large and small intermetallic particles is investigated.

*Key words:* aluminum, aluminum alloy, 1565CH, particles, intermetallic, rolling, annealing

Для исследования поведения частиц в ходе обработки был выбран алюминиевый сплав 5xxx серии — 1565Ч [1; 2], в котором оценивалось влияние термической обработки (гомогенизационный отжиг), а также влияние деформационной обработки (холодная и горячая прокатка) на размер и распределение частиц. Анализ проведен начиная с литого слитка, заканчивая листом с деформацией около 85 % [3–6].

С целью проведения исследований проводилась полировка образцов с высокой чистотой. После полировки образцы анализировали на отражение на электронном микроскопе FEI Quanta InspectS с увеличением в 300 (крупные частицы) и 10000 (мелкодисперсные частицы) раз

и фотографировали с помощью растрового электронного микроскопа на датчике упруго-отраженных электронов BSE, далее картинки переносились в программу ImageScope, где изображение еще раз обрабатывалось до нужного контраста подложки и фаз. После проделанных операций программа ImageJ подсчитывала количество фаз в процентах относительно подложки, табл., рис. 1–2.

Таблица

Результаты проведенных замеров крупных и мелких интерметаллидных частиц

ТМО		Крупные частицы	Мелкие частицы	
		Средний размер, $\text{мкм}^2$	Средний размер, $\text{мкм}^2$	Коэффициент заполнения, %
Литой	1	25,930	0,023	2,957
Гомогенизированный	2	21,870	0,042	8,262
Раскат	3	14,160	0,007	1,248
Горячая прокатка	4	10,120	0,012	2,373
Холодная прокатка 5 мм	5	6,179	0,046	4,255
Холодная прокатка 3 мм	6	5,034	0,046	4,725
Холодная прокатка 1,5 мм	7	5,210	0,043	4,250
Холодная прокатка 0,95 мм	8	5,721	0,048	4,979

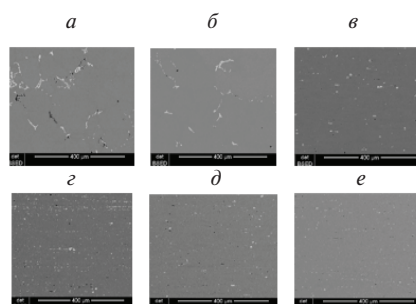


Рис. 1. Изменение размеров крупных частиц интерметаллидов в зависимости от типа ТМО (слева) и их внешний вид (справа: а — 1; б — 2; в — 3; г — 4; д — 5; е — 8)

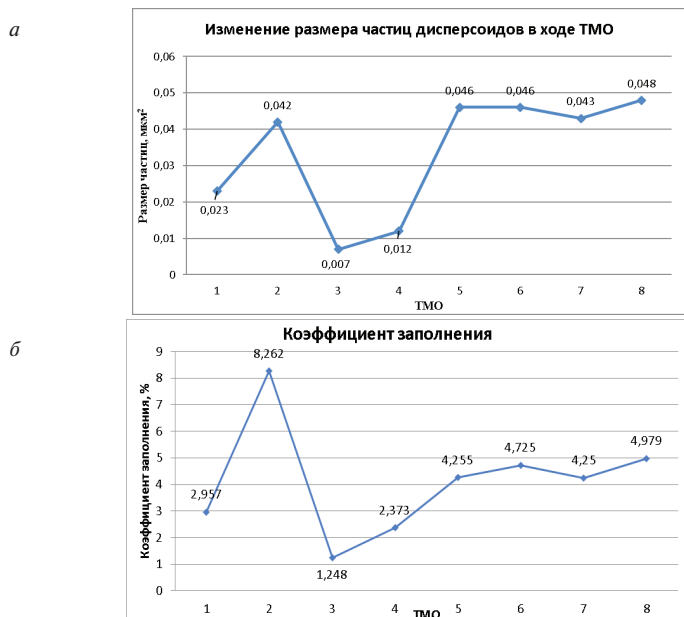


Рис. 2. Графики зависимости размера мелкодисперсных частиц (*а*) и коэффициента заполнения (*б*) от типа термомеханической обработки

По результатам эксперимента можно сделать вывод, что средний размер интерметаллидов в ходе термомеханической обработки уменьшается, и при этом частицы дробятся. Можно заметить, что размер частиц при деформации с 3 до 0,95 мм практически не изменяется.

В процессе термомеханической обработки также происходит изменение размера мелкодисперсных интерметаллидных частиц. Исходя из анализа методов и температурных режимов обработки видно, что наибольшее влияние на размер и количество частиц оказывает термическая обработка в совокупности с механической при высоких температурах, в результате чего происходит либо растворение, либо выделение этих частиц из твердого раствора [7–9].

### Литература

1. Промышленные алюминиевые сплавы: справ. изд. / С. Г. Алиева [и др.]; 2-е изд., перераб. и доп. М. : Металлургия, 1984. 528 с.
2. Фридляндер И. Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М. : Металлургия, 1979. 208 с.
3. Корнилов И. И. Металлиды: строение, свойства, применение. М., 1971.

4. Крипякевич П. И. Структурные типы интерметаллических соединений. М., 1977.
5. Металлы и сплавы: справочник / под ред. Ю. П. Солнцева.
6. Измельчение зерна алюминиевых сплавов путем введения модифицирующих добавок / А. Грир [и др.] // Перспективные и конструкционные материалы. 2003. № 5. С. 1–17.
7. Мондольфо П. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов : пер. с англ. / под ред. Ф. И. Квасова, Г. Б. Строганова, И. Н. Фридляндера. М. : Металлургия. 1979. 639 с.
8. Золоторевский В. С. Строение и свойства литых алюминиевых сплавов. М. : Металлургия. 1981. 192 с.
9. Бочвар О. С. Структура и свойства сплавов // Труды МАТИ. Вып. 30. М. : Оборонгиз, 1956. С. 60–73.

УДК 669.295

**А. Г. Нежданов\*, С. И. Степанов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\**annezhdanoff@gmail.com*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук С. И. Степанов

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Методами растровой электронной микроскопии, испытаний на растяжение, динамического механического анализа (ДМА) и микроиндентирования изучена взаимосвязь между структурой и физико-механическими свойствами биосовместимых титановых сплавов Ti–10Zr–1,2Nb–1,5Al, Ti–6Al–4V ELI, Ti–15Mo, Ti–36,1Nb–3,8Zr–2,4Ta–1,9Sn в горячедеформированном состоянии. На примере исследованных сплавов показана сопоставимость в пределах погрешности 3–7 % значений модуля упругости, полученных с использованием трех различных методов (испытание на растяжение, ДМА, микроиндентирование).

*Ключевые слова:* модуль упругости, биосовместимые титановые сплавы, фазовый состав, испытание на растяжение, динамический механический анализ, микроиндентирование

**A. G. Nezhdanov, S. I. Stepanov**

## ELASTIC MODULUS MEASUREMENT OF TITANIUM ALLOYS FOR BIOMEDICAL APPLICATION

Structure-properties relationships of biocompatible titanium alloys Ti–10Zr–1,2Nb–1,5Al, Ti–6Al–4V ELI, Ti–15Mo, Ti–36,1Nb–3,8Zr–2,4Ta–1,9Sn in the hot deformed state were studied using the methods of scanning electron microscopy, tensile tests, dynamic mechanical analysis (DMA) and microindentation. It is shown that the value of the elastic modulus differs by 3–7 % depending on the measurement method. The resulting interval is within the margin of error.

*Key words:* elastic modulus, biocompatible titanium alloys, phase composition, tensile test, dynamic mechanical analysis, microindentation

Титан и его сплавы благодаря сочетанию биосовместимости и высокой удельной прочности являются наиболее широко используемыми конструкционными металлическими материалами для изготовления медицинских имплантатов [1].

На практике модуль упругости ( $E$ ) титановых сплавов определяется различными методами, в частности, по результатам анализа кривых растяжения при механических испытаниях, по данным динамического механического анализа (ДМА) и при микроиндентировании по кривой разгрузки [2]. Различные методики измерения модуля упругости могут не всегда давать одинаковые величины  $E$ , и работ, связанных с анализом сопоставимости значений модуля упругости, получаемых различными методами, в частности для биосовместимых титановых сплавов, практически нет.

Исследовались горячедеформированные прутки диаметром 23...27 мм из сплавов Ti–6–4 ELI, TNZA, Ti–15Mo и кованная заготовка из сплава TNZTS (квадрат 25 мм), имеющие следующий химический состав (масс. %): Ti–6Al–4V–0,17Fe–0,1 O (Ti–6–4 ELI), Ti–10Zr–1,2Nb–1,5Al–0,5Fe–0,3Si–0,3 O (TNZA), Ti–13,5Mo–0,41Al–0,022Fe–0,1Si–0,132 O (Ti–15Mo), Ti–36,1Nb–3,8Zr–2,4Ta–1,9Sn–0,05 O (TNZTS). Окончательная деформация сплавов Ti–6Al–4V ELI, TNZA, Ti–15Mo осуществлялась в двухфазной ( $\alpha+\beta$ )–области, а сплава TNZTS — в однофазной  $\beta$ –области с последующим охлаждением на воздухе.

Анализ микроструктуры сплавов осуществлялся на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490 LV (рис.).

В целом характер зеренной структуры сплавов определяется тем, в какой области проводили окончательную деформацию. Деформированные в двухфазной ( $\alpha+\beta$ )–области сплавы TNZA, Ti–6Al–4V ELI, Ti–15Mo частично сохраняют направленность зеренной структуры, связанной с направлением течения металла при деформации, а деформированный в однофазной  $\beta$ –области сплав TNZTS за счет протекания рекристаллизации имеет равноосную полиэдрическую  $\beta$ –зеренную структуру.

Для механических испытаний на растяжение плоских образцов, вырезанных вдоль направления прокатки, использовали машину Instron 3382 с экстензометром базой 50 мм. ДМА осуществляли на образцах размерами 25×4×1 мм (длинная часть параллельна направлению прокатки) по схеме трехточечного изгиба на установке NETZSCH DMA



242 С. Микроиндентирование на поперечных образцах на приборе CSM ConScan применялось для определения упругих свойств по методу Оливера-Фарра. На каждом образце проводилось по 12 измерений.

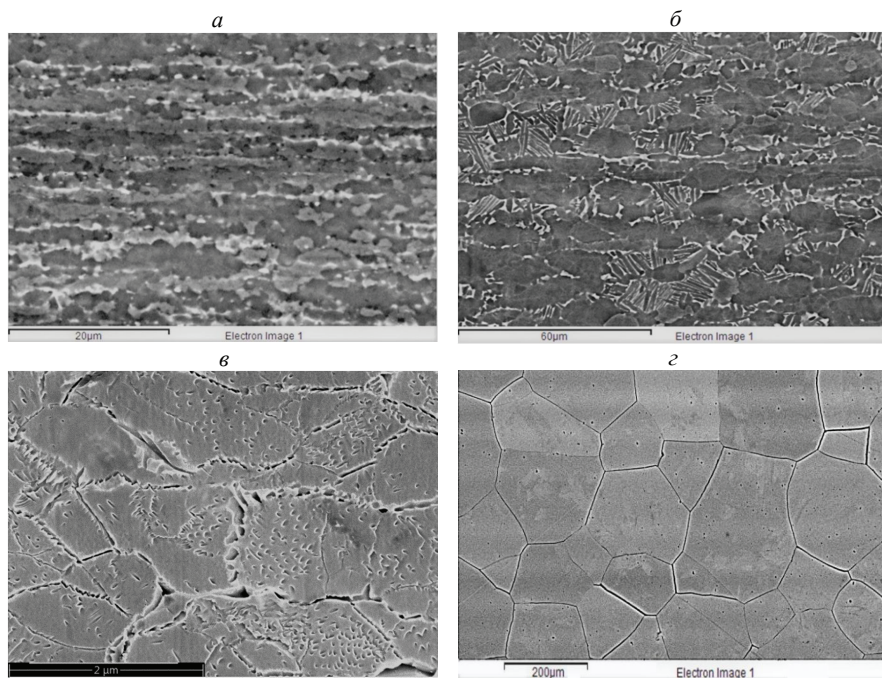


Рис. Микроструктура сплавов в состоянии поставки:

*a* — сплав TZNA, *б* — сплав Ti-6-4 ELI, *в* — сплав Ti-15Mo, *г* — сплав TNTZS

Полученные в ходе работы данные по значениям модуля упругости, измеренного тремя различными методами (в ходе испытаний на растяжение, при микроиндентировании и ДМА), представлены в табл.

Таблица

Модули упругости (ГПа) сплавов,  
полученные различными методиками

Метод исследования	Сплавы			
	TZNA	Ti-6-4 ELI	Ti-15Mo	TNTZS
Растяжение ( $E$ )	109	116	87	63
ДМА ( $E'$ )	114	114	81	63,4
Микроиндентирование ( $E_r$ )	$111 \pm 1$	$111 \pm 4$	$81 \pm 2$	$62 \pm 3$

Сравнение полученных по трем различным методикам значений модуля упругости показало, что их можно сопоставлять между собой, так как разница для одного и того же сплава не превышает 2–6 ГПа и находится в пределах погрешности измерений 3–7 % для исследуемых сплавов. Исходя из этого, по нашему мнению, можно проводить сравнение величин модуля упругости, измеренных как с использованием диаграмм растяжения, так и методами динамического механического анализа и микроиндентирования.

### **Литература**

1. Niinomi M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 1998. V. 243, № 1–2. P. 231–236.
2. Wouters K., Gijsenbergh P., Puers R. Comparison of methods for the mechanical characterization of polymers for MEMS applications // *Journal of Micromechanics and Microengineering*. 2011. V. 21, № 115027.

УДК 621.78:669.14

**Д. Л. Смирнова\*, В. В. Цуканов**

Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов  
«Прометей» им. И. В. Горынина Национального исследовательского центра  
«Курчатовский институт», г. Санкт-Петербург

\**mail@crism.ru*

Научный руководитель — д-р техн. наук В. В. Цуканов

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЗАГОТОВОК

Работа посвящена оценке температурно-кинетических параметров превращений в стали Cr–Ni–Mo–V композиции для усовершенствования режимов предварительной и окончательной термической обработки применительно к реальным условиям термообработки заготовок на производстве.

Для исследования выбрана марка стали 20Х3 НМФА, которая обладает высокой степенью однородности металла, повышенными механическими свойствами, что соответствует требованиям, предъявляемым к материалам для изготовления ответственных крупногабаритных изделий энергомашиностроения.

*Ключевые слова:* термическая обработка, фазовые превращения, средне-легированная сталь, изотермический отжиг, крупногабаритные заготовки, машиностроение

**D. L. Smirnova, V. V. Tsukanov**

## PHASE TRANSFORMATIONS DURING HEAT TREATMENT OF LARGE WORKPIECES

The work is devoted to the evaluation of temperature-kinetic parameters of transformations in Cr–Ni–Mo–V steel compositions for improving the pre- and final heat treatment modes in relation to the actual conditions of heat treatment of workpieces in production.

The steel grade 20X3NMFA was chosen for the study; this steel has a high degree of metal homogeneity, increased mechanical properties, which meets the requirements for materials for the manufacture of large-scale products of power engineering.

*Keywords:* heat treatment, phase transformations, medium-alloyed steel, isothermal annealing, large-sized blanks, mechanical engineering

Традиционное применение Cr—Ni—Mo—V сталей обусловлено возможностью получения необходимого уровня прочности материала основных деталей турбин (к которым относятся роторы, диски) при удовлетворительном уровне пластичности и вязкости в больших сечениях, характерных для деталей мощных установок [1].

Увеличение эксплуатационных нагрузок требует повышения уровня прочности используемых сталей, работающих в области умеренных температур. Развитие повреждений в процессе эксплуатации преимущественно связано с усталостными повреждениями и условиями хрупкого неустойчивого развития трещин из зародившихся усталостных (эксплуатационных) и технологических дефектов. Наибольшую опасность для хрупкого разрушения представляют поверхностные зоны роторов, в результате конструктивных концентраторов напряжений. Таким образом, с одной стороны необходимо увеличивать прочность металла поверхностных слоев с целью повышения усталостной прочности, с другой стороны, зародившиеся усталостные трещины не должны приводить к хрупкому разрушению.

В настоящее время во всем мире уделяется большое внимание совершенствованию материалов и технологии их производства. Известно, что в сталях Cr—Ni—Mo—V композиции, склонных к структурной наследственности, измельчение зерна является трудноразрешимой задачей и возможно лишь в двух случаях:

- при прохождении отжига в диапазоне температур рекристаллизации;
- при прохождении диффузионного феррито-перлитного превращения.

Знание положения критических точек  $A_{r3}$  и  $A_{r1}$  во взаимосвязи с температурно-кинетическими параметрами превращений необходимо с целью установления температурно-временных параметров для изотермических выдержек, во время проведения ПТО, в зоне подкритических температур, в т. ч. и уточнения диапазона температур минимальной устойчивости аустенита.

Следовательно, важной и актуальной задачей в настоящее время является разработка новых режимов ПТО с учетом данных, полученных в результате оценки кинетики фазовых превращений при моделировании термических режимов на стадии накопления и предварительной термической обработки (ПТО). Корректировка режимов ПТО позволит получить значительное сокращение энергозатрат, а также предотвратить проявление структурной наследственности в крупногабаритных поковках из исследованных сталей.

Окончательная термическая обработка включает в себя закалку поковки и высокий отпуск. Неравномерная скорость охлаждения по сечению поковки приводит к неравномерному распределению продуктов превращения аустенита и возникновению остаточных напряжений.

Правильно проведенная термическая обработка на всех стадиях производства при условии оптимально выбранного материала способна обеспечить весь заданный комплекс физико-механических характеристик стали в требуемых сечениях. Для этого необходимо проведение широкомасштабных научно-исследовательских работ с целью усовершенствования технологий производства. Совершенствование технологических процессов определяет рост эффективности производства: повышение производительности труда, экономию материальных и энергетических ресурсов, а также качество продукции.

В работе проведено масштабное исследование по определению оптимальных температурно-временных параметров режимов термической обработки заготовок роторов из стали марки 20Х3 НМФА.

Поскольку, анализируя стандартные диаграммы превращения аустенита (ТКД), полученные при непрерывном охлаждении, можно отметить их неполную совместимость с реальными режимами охлаждения крупных заготовок в различных условиях, дилатометрические исследования проводились с учетом реальных условий производства, моделируемые скорости охлаждений соответствовали фактическим на производстве, что дало возможность оценить процессы превращений, происходящие в заготовке.

Полученные результаты позволили усовершенствовать режимы ПТО и ОТО, опробованные на заготовках в производстве, в результате чего был достигнут экономический эффект за счет снижения продолжительности изготовления заготовок, а также получено повышение механических свойств, что являлось основной задачей при совершенствовании режимов термообработки ответственных деталей энергомашиностроения.

Примененные в работе идеи и методики рекомендуется использовать для совершенствования режимов термообработки крупногабаритных заготовок из сталей Cr–Ni–Mo–V композиции.

### Литература

1. Цуканов В. В. Современные стали и технологии в энергомашиностроении. СПб. : Проффессионал, 2014. 464 с.  
УДК 669.295

**А. А. Коренев\*, С. В. Гриб**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*aleksandrkorenev1996@gmail.com

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. Г. Илларионов

## ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti–39Nb–xZr ( $x = 5; 7; 9$ МАС. %)

Методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и микроиндентирования изучено влияние закалки из  $\beta$ -области на структуру, фазовый состав и физико-механические свойства горячедеформированных биосовместимых сплавов системы Ti–Nb–Zr.

*Ключевые слова:* биосовместимость, система Ti–Nb–Zr, закалка, микротвердость, фазовый состав, модуль упругости, микроструктура

**A. A. Korenev, S. V. Grib**

## EFFECT OF QUENCHING ON THE FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE BIOMEDICAL TITANIUM ALLOYS Ti–39Nb–xZr ( $x = 5; 7; 9$ MAS. %)

Optical microscopy, x-ray diffraction phase analysis and micro-indentation methods have been used to study the effect of quenching from  $\beta$ -region on the structure, phase composition, physical and mechanical properties of hot-deformed biocompatible Ti–Nb–Zr alloys.

*Key words:* biocompatibility, Ti–Nb–Zr system, quenching, microhardness, Young's modulus, phase composition, microstructure

**Т**итановые сплавы на базе системы Ti–Nb–Zr считаются наиболее привлекательными металлическими биоматериалами для различных биомедицинских и стоматологических применений [1]. Как правило, наибольший интерес представляют сплавы на основе  $\beta$ -твердого раствора титана с ОЦК-решеткой из-за более низкого модуля упругости, высокой пластичности, коррозионной стойкости по сравнению



с  $(\alpha+\beta)$ -сплавами [2]. По данным литературных источников [2], основными легирующими элементами биосовместимых  $\beta$ -титановых сплавов являются ниобий, цирконий, которые биологически инертны и не вызывают аллергических реакций в организме. Ниобий является  $\beta$ -стабилизатором и повышает стабильность  $\beta$ -твердого раствора. Цирконий считается нейтральным упрочнителем, но в исследовании [3] отмечается, что он работает в качестве  $\beta$ -стабилизирующего элемента в сплавах системы Ti–Nb–Zr в широком диапазоне содержания циркония. Кроме того,  $\beta$ -стабилизирующий эффект циркония тесно связан с содержанием ниобия в сплавах, и его действие усиливается с увеличением содержания Nb.

В работе было исследовано влияние закалки из  $\beta$ -области на формирование структурно-фазового состава и физико-механических свойств биосовместимых титановых сплавов Ti–39Nb– $x$ Zr ( $x = 5, 7, 9$  мас. %). Исходно сплавы были подвергнуты горячей деформации в  $\beta$ -области. Далее была проведена закалка из  $\beta$ -области с последующим охлаждением в воде. Основными методами исследования были оптическая микроскопия, рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) и микроиндентирование, позволяющее определять микротвердость и контактный модуль упругости.

Структура исходных горячедеформированных прутков представлена вытянутыми по направлению прокатки  $\beta$ -зернами. После закалки в сплавах наблюдается структура, состоящая из равноосных рекристаллизованных  $\beta$ -зерен.

Повышение содержания циркония в сплавах Ti–39Nb– $x$ Zr приводит к увеличению размера зерна от 10 (Ti–39Nb–5Zr) до 16 мкм (Ti–39Nb–9Zr), которое можно связать с зафиксированным ранее в работе [4] уменьшением температуры полиморфного превращения сплава ( $T_{\text{пп}}$ ).

Данные РСФА показали, что во всех сплавах после горячей деформации и закалки присутствует только  $\beta$ -фаза с ОЦК-решеткой. С увеличением содержания циркония как в горячедеформированных, так и в закаленных сплавах Ti–39Nb– $x$ Zr период решетки  $\beta$ -фазы увеличивается от 0,3295 (Ti–39Nb–5Zr) до 0,3302 нм (сплав Ti–39Nb–9Zr) вследствие того, что цирконий имеет больший атомный радиус (0,16 нм), чем титан (0,146 нм) [5], способствуя увеличению расстояния между атомами в ОЦК-решетке.

Средние значения микротвердости в горячедеформированных сплавах по мере увеличения содержания циркония растут с 210 HV (при 5 мас. % Zr) до 225 HV (при 9 мас. % Zr) вследствие твердорастворного упрочнения. После закалки из-за развития процессов рекристаллизации, обеспечивающих уменьшение плотности дислокаций в горячедеформированных сплавах, их микротвердость снижается до 190 HV, 195 HV и 200 HV при 5; 7 и 9 мас. % Zr соответственно.

Значения контактного модуля упругости сплавов измерялись в поперечном сечении прутков. В горячедеформированном состоянии зафиксировали повышение среднего значения контактного модуля упругости с 66,5 ГПа до 71 ГПа при увеличении содержания циркония с сплавах с 5 до 9 мас. %. После закалки контактный модуль упругости в сплавах уменьшился по сравнению горячедеформированным состоянием, при этом минимальное значение модуля упругости 59 ГПа было получено в сплаве с 7 мас. % Zr, а в сплавах с 5 и 9 мас. % Zr его значения составили 65 и 66 ГПа соответственно.

Таким образом, закалка из  $\beta$ -области горячедеформированных сплавов Ti–39Nb– $x$ Zr способствовала получению в них рекристаллизованной  $\beta$ -структуры, снижению микротвердости и контактного модуля упругости. Повышение содержания циркония в закаленных сплавах системы Ti–39Nb– $x$ Zr с 5 до 9 мас. % приводит к росту размера рекристаллизованного  $\beta$ -зерна, периода решетки  $\beta$ -фазы, получению более высокой микротвердости, при этом минимальное значение контактного модуля упругости 59 ГПа было получено в закаленном сплаве Ti–39Nb–7Zr.

*Исследование выполнено по гранту при финансовой поддержке  
Российского научного фонда (проект № 18–13–00220).*

### Литература

1. Microstructure and mechanical characterization of biomedical Ti–Nb–Zr (–Ta) / L. M. Elias [et al.] // Materials Science and Engineering. A. V. 432. 2006. P. 108–112.
2. Ramezannejad A., Xu W., Qian M. Ni-free superelastic titanium alloys for medical and dental applications // Woodhead Publishing Series in Biomaterial. 2018. P. 591–611.
3. Phase stability change with Zr content in  $\beta$ -type Ti–Nb alloys / M. Abdel-Hady [et al.] // Scripta Materialia. 2007. V. 57. P. 1000–1003.



4. Illarionov A. G., Narugina I. V., Grib S. V. Temperature range definition of phase transformation in experimental biocompatible Ti–Nb–Zr system alloys by various methods // Materials Today: Proceedings. 2019. URL: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.08.040>.

5. Новиков И. И., Розин К. М. Кристаллография и дефекты кристаллического строения решетки. М.: Металлургия, 1990. 336 с.

УДК 669.72

**А. В. Желнина<sup>1, 2 \*</sup>, М. С. Калиенко<sup>1, 2</sup>, Н. В. Щетников<sup>1</sup>, А. Г. Илларионов<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Корпорация ВСМПО-АВИСМА, г. Верхняя Салда<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*avzhelnina@gmail.com

## ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ОБЪЕМОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК ФАЗ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВА Ti–10V–2Fe–3Al

В работе установлена эволюция кристаллической решетки фаз при старении сплава Ti–10V–2Fe–3Al. С увеличением продолжительности старения наблюдается изменение объемов элементарных ячеек фаз, что связано с изменением концентрации  $\alpha$ - и  $\beta$ -стабилизаторов в единице объема фаз.

*Ключевые слова:* титановый сплав Ti–10V–2Fe–3Al, объем элементарной ячейки, РСФА

**A. V. Zhelnina, M. S. Kalienko, N. V. Schetnikov, A. G. Illarionov**

## RESEARCH OF THE PHASES UNIT CELL VOLUME CHANGE DURING AGING OF Ti–10V–2Fe–3Al ALLOY

The evolution of phase's unit cell volume during aging of Ti–10V–2Fe–3Al alloy is established. The change of unit cell volume of the phases is observed with increase of aging time, which is associated with the change of  $\alpha$ -,  $\beta$ -stabilizers concentration in the phases.

*Key words:* Ti–10V–2Fe–3Al alloy, crystal lattice period, X-ray diffraction

Сплав Ti–10V–2Fe–3Al относится к ( $\alpha$ + $\beta$ )-титановым сплавам переходного класса и широко используется в авиастроении для изготовления высокопрочных конструкционных элементов благодаря высокой удельной прочности, вязкости разрушения и усталостной прочности [1; 2].

В преобладающем большинстве случаев окончательный комплекс свойств сплава Ti–10V–2Fe–3Al реализуется после упрочняющей термической обработки, включающей закалку из ( $\alpha$ + $\beta$ )-области

для фиксации метастабильной  $\beta$ -фазы и последующего старения для дисперсионного упрочнения сплава за счет распада пересыщенного  $\beta$ -твердого раствора, в котором образуется мелкодисперсная вторичная  $\alpha$ -фаза.

В работах [3; 4] показано, что при распаде  $\beta$ -твердого раствора концентрация легирующих элементов во вторичной  $\alpha$ -фазе титана изменяется и зависит от продолжительности старения. С увеличением продолжительности выдержки при старении  $\beta$ -стабилизаторы (ванадий, железо) диффундируют из вторичной  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -фазу, а алюминий переходит из  $\beta$ -твердого раствора в  $\alpha$ -фазу. Метод РСФА позволяет анализировать динамику происходящих диффузионных процессов и исследовать результирующее изменение периодов кристаллической решетки фаз.

Цель представленной работы — исследовать эволюцию кристаллической решетки фаз при старении закаленного из двухфазной области сплава Ti–10V–2Fe–3Al.

Материалом для исследования был пруток из сплава Ti–10V–2Fe–3Al производства ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА».

Исследование проведено на образцах после упрочняющей термической обработки, включающей закалку с температуры  $(\alpha+\beta)$ -области с охлаждением в воде и старение при температуре 500 °С с выдержкой от 30 мин до 32 ч.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) образцов проводили с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance.

На рис. представлены закономерности изменения объема элементарной ячейки  $\beta$ -фазы (*a*) и объема элементарной ячейки первичной и вторичной  $\alpha$ -фазы (*b*) закаленных образцов сплава Ti–10V–2Fe–3Al в зависимости от времени старения. Полученные закономерности изменения кристаллической решетки фаз являются следствием перераспределения химических элементов между фазами.

С увеличением времени старения объем элементарной ячейки  $\beta$ -фазы уменьшается, что связано с увеличением концентрации  $\beta$ -стабилизаторов в единице объема  $\beta$ -фазы.

Основное влияние на периоды кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы оказывают алюминий, ванадий и углерод, так как растворимость железа в  $\alpha$ -фазе незначительная, не более 0,05 ат. %. Алюминий и ванадий уменьшают периоды кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы, углерод увеличивает. Вторым фактором, который влияет на эволюцию пери-

одов решеток фаз при старении, является скорость диффузии легирующих элементов, которая отличается как между элементами, так и в фазах титана.

С увеличением продолжительности старения происходит увеличение объема элементарной ячейки вторичной  $\alpha$ -фазы и уменьшение объема элементарной ячейки первичной  $\alpha$ -фазы. Изменение объема элементарной ячейки вторичной  $\alpha$ -фазы, вероятнее всего, связано со снижением содержания ванадия, так как его концентрация в сплаве 10 % и коэффициент перераспределения между фазами больше, чем у алюминия. Исходя из характера изменения объема элементарной ячейки химический состав вторичной  $\alpha$ -фазы приближается к равновесному при старении около 16 ч.

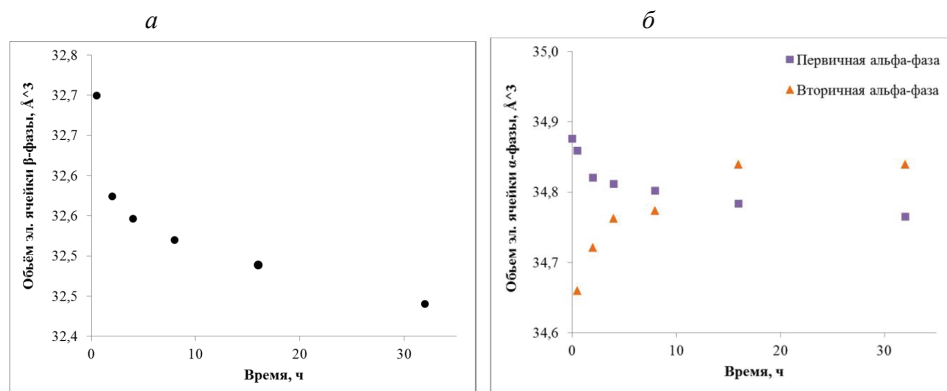


Рис. Зависимость объемов элементарных ячеек фаз образцов из сплава Ti–10V–2Fe–3Al от продолжительности старения:

*а* — объем элементарной ячейки  $\beta$ -фазы; *б* — объем элементарной ячейки первичной и вторичной  $\alpha$ -фазы

По результатам работы установлена эволюция кристаллической решетки фаз при старении сплава Ti–10V–2Fe–3Al. С увеличением продолжительности старения происходит изменение объемов элементарных ячеек фаз, что связано с изменением концентрации  $\alpha$ - и  $\beta$ -стабилизаторов в единице объема фаз.

### Литература

1. Boyer R. R., Briggs R. D. The use of  $\beta$  titanium alloys in the aerospace industry // Materials Engineering and Performance. 2005. V. 14, № 6. P. 681–685.

159. State of the art in beta titanium alloys for airframe applications / J. D. Cotton [et al.] // JOM. 2015. V. 67, № 6. P. 1281–1303.

160. The influence of partitioning on the growth of intragranular  $\alpha$  in near- $\beta$  Ti alloys / T. Li [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2015. V. 643. P. 212–222.

161. Secondary hardening behavior in Ti alloy / P. Li [et al.] // Material Science and Engineering. 2019. V. 759. P. 640–647.

УДК 539.21.096: 536.4

**С. Б. Михайлов<sup>1\*</sup>, М. А. Смирнов<sup>2</sup>, О. В. Варнак<sup>2</sup>, Н. А. Михайлова<sup>3</sup>,  
В. А. Шарапова<sup>1</sup>, А. А. Баландин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Уральский государственный университет путей сообщения, г. Екатеринбург

<sup>3</sup> РосНИТИ, г. Челябинск

\* *msb.immt@gmail.com*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук С. Б. Михайлов

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ И АМПЛИТУДНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ СТАЛИ 06Г2ФБ С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ

Проведены измерения АЗВТ И ТЗВТ на образцах стали 06Г2ФБ с феррито-перлитной и феррито-бейнитными структурами с целью изучения процессов деформационного старения. Показано, что традиционное применение параметров пика Снука для изучения деформационного старения феррит-бейнитных структур неэффективно.

*Ключевые слова:* феррит, бейнит, ТЗВТ, АЗВТ, деформационное старение, пик Снука, дислокации, атомы внедрения

**S. B. Mikhailov, M. A. Smirnov, O. V. Varnak, N. A. Mikhailova,  
V. A. Sharapova, A. A. Balandin**

## INVESTIGATION OF TEMPERATURE AND AMPLITUDE DEPENDENCE OF INTERNAL FRICTION OF STEEL 06G2FB WITH DIFFERENT STRUCTURE

The measurements of ALV AND TK on samples of 06G2FB steel with ferrite-perlite and ferrite-bainite structures were carried out in order to study the processes of deformation aging. It is shown that the traditional application of Snook peak parameters to study the deformation aging of ferrite-bainite structures is ineffective.

*Key words:* ferrite, bainite, TSV, aswt, deformation aging, snook peak, dislocations, embedding atoms

**Р**езультаты определения температурной зависимости внутреннего трения (ТЗВТ) стали 06Г2ФБ показали, что в отличие от образцов

с феррито-перлитной (Ф—П) структурой, в образцах с феррито-бейнитной (Ф—Б) структурой отсутствует углеродный релаксационный эффект (пик Снука), что делает невозможным использование измерений (ТЗВТ) для сопоставления результатов протекания явлений деформационного старения в деталях, материал которых имеет анализируемые Ф—П и Ф—Б структуры.

Сформулирована модель, объясняющая возможные причины отсутствия пика Снука в (Ф—Б)-структурах несмотря на повышенное содержание углерода в твердом растворе ферритной составляющей этой структуры исследованной стали 06Г2ФБ. Скорее всего, при повышенном содержании углерода и протекании превращения аустенит-феррит по мартенситному механизму для атомов углерода появляются условия их размещения в тетрагональных порах, имеющих сферическую форму искажений, что исключает варианты формирования пика Снука.

С целью компенсации факта невозможности использования измерений ТЗВТ при рассмотрении явления деформационного старения материала образца предложен независимый от типа структур алгоритм его оценки на основе последовательно стандартизированных измерений амплитудно-зависимого внутреннего трения (АЗВТ) материала образца применительно к используемой установке.

Приведен пример использования этого алгоритма на примере состояний образца после различных вариантов изохронных отжигов. Показано, что наиболее ярко деформационное старение стали 06Г2ФБ реализуется в температурном интервале ниже 200 °С.

При этом выявлено, что стандартный тест на деформационное старение по оценке упрочнения стали после отпуска на 250 °Сотягощен дополнительными процессами закрепления подвижных дефектов кристаллической решетки металла. Скорее всего, этот тест не может быть эффективно использован для характеристики склонности к деформационному старению в чистом виде в форме предварительной деформации около 5 % с последующим отпуском на 250 °С.

Показано, что пик Снука в стали с феррито-бейниной структурой появляется после отпуска на 700 °С, способствующего снижению содержания атомов углерода в твердом растворе феррита. При этом в обязательном порядке образец после отпуска должен быть подвергнут деформационному (в нашем случае — циклическому) воздействию.

УДК 669 72

**А. В. Королева, В. В. Ушакова, А. С. Юровских, С. М. Илларионова,  
С. В. Гриб\***

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*s. v.grib@urfu.ru

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук С. В. Гриб

## НЕОДНОРОДНОСТЬ БЕТА-ТВЕРДОГО РАСТВОРА СПЛАВА VST 3553, ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ОЛОВОМ И ЦИРКОНИЕМ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Предложена схема, объясняющая появление нескольких  $\beta$ -твердых растворов, отличающихся друг от друга по химическому составу при нагреве сплава VST3553 с добавками олова и циркония до температуры 750 °С. Показано, что нагрев до более высокой температуры 770 °С способствует более интенсивному протеканию диффузионного перераспределения легирующих элементов и исчезновению этого явления.

*Ключевые слова:* титановый сплав, нагрев, фазовый состав

**A. V. Koroleva, V. V. Ushakova, A. S. Yurovskikh, S. M. Illarionova, S. V. Grib**

## INHOMOGENEITY OF A BETA-SOLID SOLUTION OF ALLOY VST 3553, ADDITIONALLY ALLOYED WITH TIN AND ZIRCONIUM, AT THERMAL PROCESSING

A scheme is proposed that explains the appearance of several  $\beta$ -solid solutions that differ in chemical composition when the VST3553 alloy with the addition of tin and zirconium is heated to a temperature of 750 °C. It is shown that heating to a higher temperature of 770 °C contributes to more intense diffusion redistribution of alloying elements and the disappearance of this phenomenon.

*Key words:* titanium alloy, heating, phase composition

**С**плав VST3553 после горячей деформации подвергали нагреву на 750 и 770 °С с выдержкой 1, 2 и 4 ч и последующему охлаждению на воздухе. Фазовый состав сплава после термической обработки



исследовали методом рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА). РСФА проводили на установке Bruker Advance-D8 в медном излучении с применением позиционно-чувствительного детектора Lynx Eye.

Анализ данных РСФА показал, что на дифракционных линиях  $\beta$ -фазы сплава VST3553 после нагрева при 750 °С со стороны меньших углов Вульфа-Брэгга появляется своеобразный затыг, который проявляет себя в тем большей степени, чем длительнее время выдержки нагрева.

Подобное искажение профиля дифракционных линий может быть обусловлено неоднородностью  $\beta$ -фазы по химическому составу. Другими словами, внутри матричной  $\beta$ -фазы могут быть объемы  $\beta$ -твердых растворов, отличающихся от матричной фазы по химии. Различие в химическом составе этих  $\beta$ -твердых растворов оказывает влияние на значение их периода решетки, и, как следствие, на положение дифракционных линий, им принадлежащих, на дифрактограммах. Несмотря на сложный профиль линий  $\beta$ -фазы, который, исходя из непрерывности диффузионного процесса, должен описываться целым рядом твердых растворов различного состава, программный комплекс «TOPAS®4» определил линии, принадлежащие трем  $\beta$ -твердым растворам, а именно матричной  $\beta$ -фазе, обозначенной как  $\beta_1$ , и отличным от нее по химическому составу двум  $\beta$ -твердым растворам ( $\beta_2$  и  $\beta_3$ ), как показано на рис. 1 на примере сплава VST3553 после нагрева 750 °С, 4 ч.

Линии  $\beta_2$ - и  $\beta_3$ -твердых растворов находятся со стороны меньших углов Вульфа — Брэгга относительно линии 200 <sub>$\beta_1$</sub> , следовательно, согласно уравнению Вульфа — Брэгга, должны иметь большие периоды решетки по сравнению с  $\beta_1$ , а это возможно в том случае, если  $\beta_2$ - и  $\beta_3$ -твердые растворы обеднены по элементам, имеющим меньший атомный радиус, чем у титана, т. е. по  $\beta$ -стабилизаторам: молибдену, ванадию, хрому. Так, для сравнения, атомный радиус Ti — 0,146 нм, а Mo, V, Cr — 0,139, 0,134, 0,127 нм, соответственно [1].

По нашему мнению, появление  $\beta_2$ - и  $\beta_3$ -твердых растворов обусловлено процессом коагуляции частиц  $\alpha$ -фазы, который происходит при нагреве при 750 °С. Исходя из возможного смещения линий на фазовых диаграммах в зависимости от радиуса частицы второй фазы можно предположить, что к границе растворяющейся частицы  $\alpha$ -фазы примыкает область  $\beta_3$ -твердого раствора, а к границе подрастающей частицы  $\alpha$ -фазы —  $\beta_2$ -твердый раствор, как показано на рис. 2.

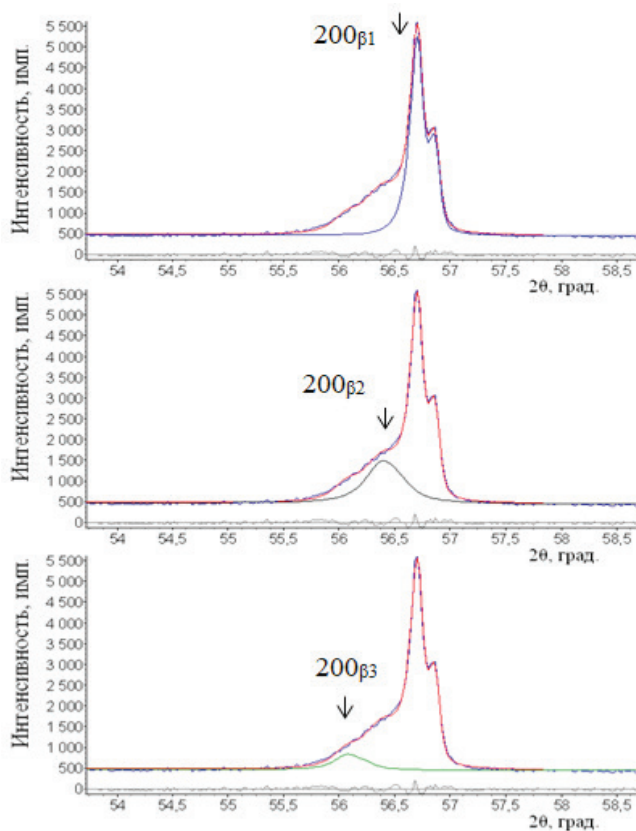


Рис. 1. Разделение дифракционного пика 200 β-фазы сплава VST3553 после нагрева 750 °С, 4 часа

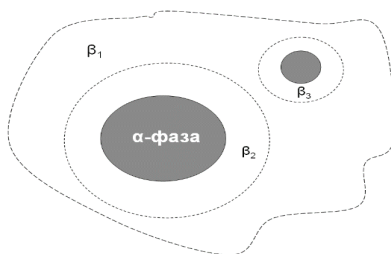


Рис. 2. Области β-твердого раствора

Нагрев до более высокой температуры 770 °С, по-видимому, способствует более интенсивному протеканию диффузионного перераспределения легирующих элементов, а времени выдержки 1...4 ч достаточно для выравнивания химического состава β-фазы, в связи с чем искаже-

ний профиля линий  $\beta$ -фазы на дифрактограммах сплава VST3553 после нагрева 770 °С 1...4 ч не наблюдалось.

*В работе использовались результаты, полученные в лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов Центра коллективного пользования УрФУ. Исследование выполнено по гранту при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 18-13-00220).*

### **Литература**

1. Металловедение и термическая обработка сплавов титана. Структура и свойства : учеб. пособие / А. А. Попов [и др.]. Екатеринбург : УрФУ, 2012. 268 с.

УДК 669.3: 669—17

**М. А. Зорина<sup>\*</sup>, Е. Д. Путинцева**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

<sup>\*</sup>*m. a.zorina@urfu.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. Ю. Жиликов

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СУПЕРСПЛАВА СИСТЕМЫ Ni—Cr—Mo

Методом ориентационной микроскопии (EBSD) исследовано текстурное состояние сплава на основе никеля (Ni—Cr—Mo) после деформации и отжига. В ходе рекристаллизации формируется текстура, основные компоненты которой связаны с ориентировками деформации через специальные разориентации, близкие к  $\Sigma 25b$  и  $\Sigma 41c$ . Данные разориентации обладают повышенной подвижностью, как стремящиеся к структурному состоянию, обладающему минимальной энергией, — границе  $\Sigma 3$ .

**Ключевые слова:** ГЦК-металл, текстура, холодная прокатка, рекристаллизация, специальные разориентации, PCY-границы

**M. A. Zorina, E. D. Putintseva**

## FEATURES OF FORMATION RECRYSTALLIZATION TEXTURE OF SUPER ALLOYS Ni—Cr—Mo SYSTEM

The textural state of the nickel-based alloy (Ni—Cr—Mo) after cold rolling and annealing was studied by orientation microscopy (EBSD). Texture, the main components of which are associated with orientations of deformation through special misorientation close to  $\Sigma 25b$  and  $\Sigma 41c$ , formed during recrystallization. These misorientations have increased mobility, as tend to the structural state with a minimum energy — the boundary  $\Sigma 3$ .

**Key words:** FCC-metal, texture, cold rolling, recrystallization, special misorientation, CSL boundaries

**С**плавы на основе Ni—Cr—Mo получили широкое применение в химической и атомной промышленности. Они повсеместно используются в условиях, требующих сочетания высокой конструк-

тивной прочности и коррозионной стойкости. Текстурное состояние дополнительно определяет комплекс ориентационно-зависимых физико-механических свойств изделий из этих сплавов. Движение межзеренных границ играет основную роль в ходе процессов структурных превращений при отжиге холоднокатаных металлов. Особый интерес представляют исследования в области установления кристаллографических аспектов «происхождения» зародышей при рекристаллизации, а также взаимосвязи ориентировок деформации с ориентировками первичной рекристаллизации (ПР), в том числе через специальные разориентации [1–3].

Материалом для исследования служил коррозионностойкий суперсплав системы Ni–Cr–Mo. Исходный материал имел рекристаллизованное состояние перед деформацией. В лабораторных условиях был смоделирован процесс плоской холодной прокатки листа. Степень деформации составила  $\sim 0,7$ . Рекристаллизационный отжиг проводился при температурах 650, 800, 900 °С.

*Текстура деформации.* Интегральная текстура деформации представляет собой набор ориентировок, включающий сильную компоненту  $\{110\}\langle 112 \rangle$  и более слабые компоненты  $\{110\}\langle 001 \rangle$ ,  $\{110\}\langle 111 \rangle$  (рис. 1, а).

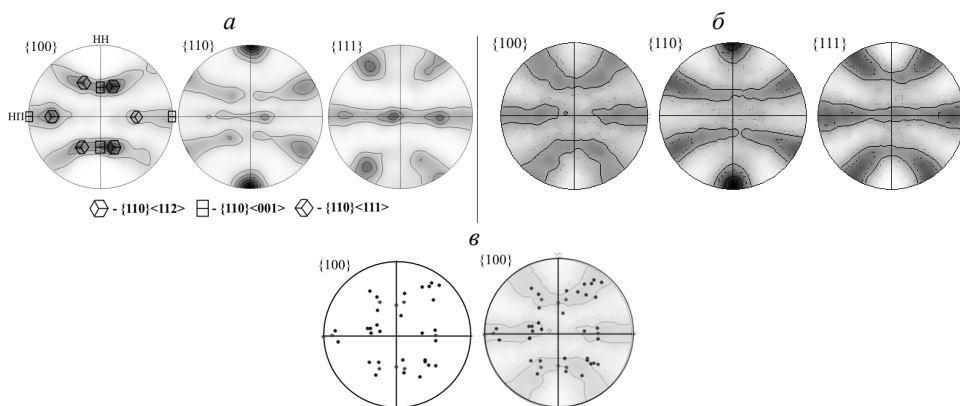


Рис. 1. Текстура сплава после деформации и отжига в виде ППФ:

а — после деформации, с расшифровкой основных текстурных компонент;  
б — после отжига при 900 °С; в — расчетная, полученная поворотом основных деформационных ориентировок вокруг оси  $\langle 331 \rangle$  на угол 52°, наложенная на экспериментальные ППФ с образцов после отжига при 900 °С

*Текстура рекристаллизации.* Текстуальный анализ показал, что новые зерна, формирующиеся на стадии ПР, имеют ориентации, близкие к ориентациям деформированных зерен (рис. 2). Как отмечалось в [4; 5], зародыши ПР, находящиеся с деформированным зерном в разориентации, близкой к РСУ  $\Sigma 25b$  (угол поворота  $51,68^\circ$ , ось поворота  $\langle 331 \rangle$ ), имеют большую склонность к росту. Также в работе отмечается наличие растущих зерен со специальной разориентацией, близкой к  $\Sigma 41$  с (угол поворота  $55,88^\circ$ , ось поворота  $\langle 110 \rangle$ ). На рис. 2 приведены случаи роста рекристаллизованных зерен в деформированную матрицу с данными типами специальных разориентаций. Возникновение этих разориентаций вполне вероятно между кристаллитами деформированных зерен, ориентировки которых находятся в пределах рассеяния основных текстурных компонент деформации. Данные разориентации наблюдаются как между деформированными зернами, так и между растущими рекристаллизованными и деформированными зернами.

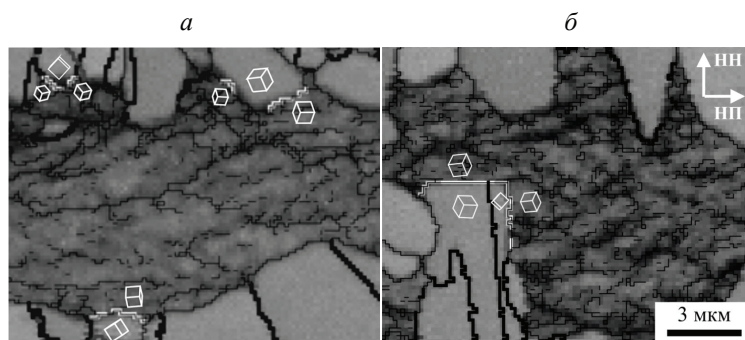


Рис. 2. Текстура областей сплава в виде ориентационных карт (EBSD) после холодной прокатки и отжига при  $800^\circ\text{C}$  с указанием ориентаций отдельных элементов структуры в виде элементарных кристаллических ячеек с обозначением специальных разориентаций (толстые черные —  $\Sigma 3$ , толстые светлые —  $\Sigma 25b/\Sigma 41c$ ):

*a* —  $\Sigma 25b$ ; *б* —  $\Sigma 41c$

Большинство растущих зерен имеет ориентировки, находящиеся на краях областей рассеяния деформационных ориентаций. При этом часто новое зерно имеет разориентацию, близкую к двойниковой, с областью деформированной матрицы, в которую растет. Специальные разориентации, близкие к  $\Sigma 25b$  и  $\Sigma 41$  с, вероятно, обладают повы-

шенной подвижностью как стремящиеся к ближайшему к ним структурному состоянию, обладающему минимальной энергией — границе РСУ  $\Sigma 3$ . В итоге интегральная текстура рекристаллизации сплава близка к текстуре его деформации (рис. 1, б, в). Расчетная ППФ для рекристаллизованного состояния сплава показывает хорошее совпадение с экспериментально полученными ППФ (рис. 1, в).

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант 18–79–00126).*

### Литература

1. The crystallographic relationship of molybdenum textures after hot rolling and recrystallization / M. L. Lobanov [et al.] // Mater. Des. 2016. Vol. 109. P. 251–255.
2. Interrelation Between the Orientations of Deformation and Recrystallization in Hot Rolling of Anisotropic Electrical Steel / M. L. Lobanov [et al.] // Met. Sci. Heat Treat. 2015. Vol. 57, № 7–8. P. 492–497.
3. Secondary recrystallization in Fe-3 % Si alloy with (110) [001] single-component texture / A. A. Redikul'tsev [et al.] // Phys. Met. Metallogr. 2013. Vol. 114, No. 1. P. 33–40.
4. Primary recrystallization texture in FCC–Metal with low packing defect energy / M. A. Zorina, M. L. Lobanov, E. A. Makarova, G. M. Rusakov // Metal Science and Heat Treatment. 2018. V. 60. Nos. 5–6. P. 329–336
5. Взаимосвязь текстур деформации и рекристаллизации в технически чистом алюминии / М. А. Зорина [и др.] // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgia. 2017. Т. 17, No. 3. С. 73–81.

УДК 620.186.12

**Ю. Ю. Эмурлаева**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

emurlaeva@corp.nstu.ru

## ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ НА ГРАНИЦЕ СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

Представлены результаты исследований слоистых композитов  $\text{Al}-\text{Al}_3\text{Ti}-\text{Ti}$  и  $\text{Al}-\text{Al}_3\text{Zr}-\text{Zr}$ . Образцы были изготовлены сваркой взрывом с последующим отжигом в вакуумной печи при 570, 590, 610 и 630 °С. Для изучения поэтапного роста интерметаллического слоя время варьировалось от 1 до 100 ч. Структура исследована при помощи методов электронной микроскопии.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, интерметаллиды, фазовые превращения, многослойный композит

**Yu. Yu. Emurlaeva**

## DIFFUSION PROCESSES AT THE INTERFACE OF EXPLOSIVE WELDED LAMINATE COMPOSITES

The results of studies regarding the  $\text{Al}-\text{Al}_3\text{Ti}-\text{Ti}$  and  $\text{Al}-\text{Al}_3\text{Zr}-\text{Zr}$  composites are presented. Samples were fabricated by explosion welding with annealing in a vacuum furnace at 570, 590, 610, and 630 °C. The time ranged from 1 to 100 hours to study the phased growth of the intermetallic layer. The structure was investigated using electron microscopy.

*Key words:* explosive welding, intermetallics, phase transformation, metallic–intermetallic laminate composites

**С**варка взрывом — это высокоскоростная сварка с применением давления, основанная на использовании энергии взрыва. Привариваемая (метаемая) деталь устанавливается под углом к неподвижной детали (мишени). При соударении деталей в точке контакта образуется кумулятивная струя, очищающая поверхность сплавляемых пластин от загрязнений и оксидных пленок, происходит совместная пластиче-



ская деформация обеих деталей, и они свариваются. Одним из преимуществ сварки взрывом является возможность соединения металлов с различными физическими свойствами, а также больших площадей.

$\text{Al}_3\text{Ti}$  и  $\text{Al}_3\text{Zr}$  обладают уникальным набором механических свойств [1; 2]. Основным преимуществом интерметаллидов является их высокая хрупкость, поэтому для промышленного применения триалюминиды используются в качестве армирующего компонента в композиционных материалах.

Для изучения процесса зарождения и роста фаз на границе  $\text{Al}-\text{Ti}$  и  $\text{Al}-\text{Zr}$  были изготовлены образцы слоистых композитов методом сварки взрывом с последующей термической обработкой. Образцы отжигали в вакуумной печи при температурах 570, 590, 610 и 630 °C с временем выдержки 1, 5, 25 и 100 ч.

На рис. 1, *а, б* приведены изображения композита после сварки, полученные методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) в режиме вторичных электронов. Яркие и темные области на изображении представляют собой листы  $\text{Ti}$  и  $\text{Al}$ .

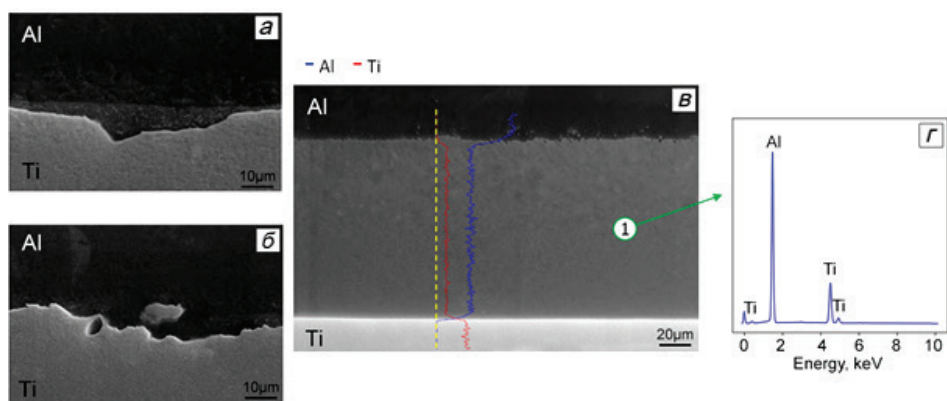


Рис. 1. Граница соединения листов алюминия и титана:

*а, б* — после сварки, *в* — после отжига при 630 °C и 100 ч;  
*г* — энергодисперсионный спектр интерметаллидного слоя

Граница имеет волнистую морфологию и состоит из мелких зерен светлого контраста в темной матрице, как видно из снимка (рис. 1, *а*). Во время процесса сварки взрывом на границе возможно образование таких соединений как  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}$  и  $\text{TiAl}_3$ , а также метастабильной фазы  $\text{TiAl}_2$ .

Также представлен образец после отжига при температуре 630 °С и выдержке 100 ч (рис. 1, в). Вследствие взаимной диффузии атомов Ti и Al образовался интерметаллидный слой. Посредством энергдисперсионного анализа (ЭДС) было установлено, что состав фазы составляет около 25 ат. % Ti и 75 ат. % Al, что подтверждает образование соединения  $TiAl_3$ . На рис. 1, г показан типичный спектр ЭДС. Линейное сканирование поперек интерметаллического слоя свидетельствует, что в диффузионном слое нет градиента концентрации Ti и Al. Также из рис. 1, в видно, что граница Ti/ $TiAl_3$  более гладкая, чем граница с Al.

Граница Zr/Al после сварки также имеет волнистую морфологию и состоит из мелких зерен, хрупких кристаллических, нанозернистых, аморфных фаз (рис. 2, а). Фазовая диаграмма Zr–Al указывает на присутствие  $Zr_3Al$ ,  $Zr_2Al$ ,  $Zr_3Al_2$ ,  $Zr_4Al_3$ ,  $ZrAl$ ,  $Zr_2Al_3$ ,  $ZrAl_2$  и  $ZrAl_3$ .

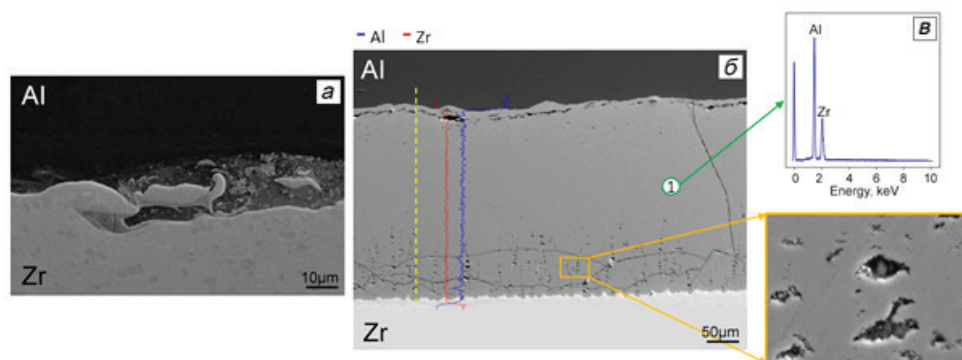


Рис. 2. Граница соединения листов алюминия и циркония:

а — после сварки, б — после отжига при 630 °С и 100 ч,  
в — энергодисперсионный спектр интерметаллидного слоя

Изображение, полученное отражением вторичных электронов, показывает образование сплошного диффузионного слоя между Al и Zr (рис. 2, б). Профиль концентрации элементов, взятый поперек зоны диффузии, показал равномерное распределение Al и Zr в пропорциях, соответствующих соединению  $ZrAl_3$ .

Также оптический анализ выявил образование пористости и пустот около границ с цирконием и алюминием. Слабая связь на границе  $ZrAl_3$ /Al и образование пор на границе  $ZrAl_3$ /Zr может быть вызвана большой разницей в термическом коэффициенте расширения

между Al и Zr и/или выраженным эффектом Киркендалла, возникающим из-за значительной разницы в коэффициентах диффузии Al и Zr.

#### Литература

1. Structural and mechanical properties of metallic-intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing / I. A. Bataev [et al.] // Materials and Design. 2012. № 35. P. 225–234.

2. Laik A., Bhanumurthy K., Kale G. B. Intermetallics in the Zr–Al diffusion zone // Intermetallics. 2004. № 12. P. 69–74.

УДК 669.72

**Н. Г. Россина, К. О. Дрягина, Е. Н. Попова\***

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\**e. n. popova@urfu.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук Н. Г. Россина

## **ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ В БИОАКТИВНЫХ СРЕДАХ**

В ходе работы изучена коррозионная стойкость титановых сплавов с различным химическим и фазовым составом в биоактивной среде. На основании исследования выбран сплав, наиболее целесообразный для изготовления имплантов, применяемых в изучаемых средах.

*Ключевые слова:* титановые сплавы, коррозионная стойкость, биосовместимость, изготовление имплантов

**N. G. Rossina, K. O. Dryagina, E. N. Popova**

## **INFLUENCE OF THE CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION OF TITANIUM ALLOYS ON CORROSION RESISTANCE IN BIOACTIVE MEDIUM**

In the course of the work, the corrosion resistance of titanium alloys with different chemical and phase composition was studied in a bioactive medium. Based on the study, the most suitable alloy was chosen for the manufacture of implants used in the studied media.

*Key words:* titanium alloys, corrosion resistance, biocompatibility, implant manufacturing

**Д**ля изготовления различных имплантов, применяемых в травматологии и ортопедии, широкое применение находят титановые сплавы. Однако легирование этих сплавов традиционными элементами, такими как алюминий, ванадий и молибден, уменьшает их биосовместимость вследствие растворения этих элементов в организме человека, поэтому необходимо создание новых сплавов, которые

будут содержать преимущественно нейтральные для организма человека элементы и обладать при этом требуемым комплексом физико-механических свойств.

В этой связи изучали коррозионную стойкость сплавов в биоактивной среде (водный раствор 0,9 % NaCl) с различным фазовым составом и структурой. Материалом исследования служили сплавы Ti–Zr, (Ti–10Zr), 6–4 ELI (Ti–6Al–4V) и Ti–Nb (Ti–41Nb) в отожженном состоянии. Выбор систем легирования обусловлен тем, что цирконий и ниобий не оказывают вредного влияния на организм человека, а сплав 6–4 ELI в настоящее время является наиболее применяемым для изготовления имплантов.

Проведение металлографического исследования с использованием РЭМ позволило показать, что в структуре сплава Ti–Zr которого наблюдается преимущественно равноосная  $\alpha$ -фаза размером 5–10 мкм, разделенная тонкими прослойками  $\beta$ -фазы. В структуре сплава Ti–Nb, который по коэффициенту  $\beta$ -стабилизации (1,15) следует относить к ( $\alpha$ + $\beta$ ) сплавам переходного класса, присутствуют относительно крупные зерна  $\beta$ -фазы размером 100 мкм с небольшим количеством частиц  $\alpha$ -фазы. В сплаве 6–4 ELI наблюдаются вытянутые пластины  $\alpha$ -фазы, разделенные прослойками  $\beta$ -фазы.

Для определения скорости коррозии получены потенциодинамические анодные и катодные поляризационные кривые. По результатам потенциодинамических кривых в полулогарифмических координатах  $E$ – $\lg(i)$  построены кривые (рис.), по пересечению прямолинейных участков которых получены значения  $\lg i_{\text{кор}}$ .

Из приведенных поляризационных диаграмм видно, что пассивное состояние сплавов Ti–Nb и 6–4 ELI сохраняется в широкой области потенциалов и характеризуется низкими значениями плотности токов анодного растворения, однако коррозионная стойкость сплава Ti–Nb выше, чем у сплава 6–4 ELI в рассматриваемых условиях. Стоит отметить, что образцы сплава Ti–Zr оказались склонны к питтинговой коррозии, характеризующейся скачком плотности тока анодного растворения по достижении потенциала питтингообразования, что не позволяет рекомендовать его в изученном структурном состоянии для применения в травматологии.

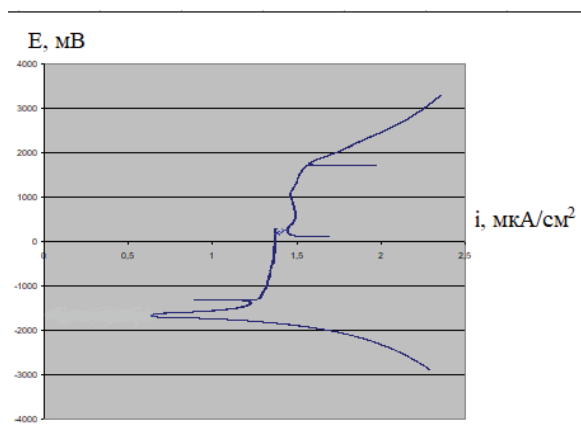
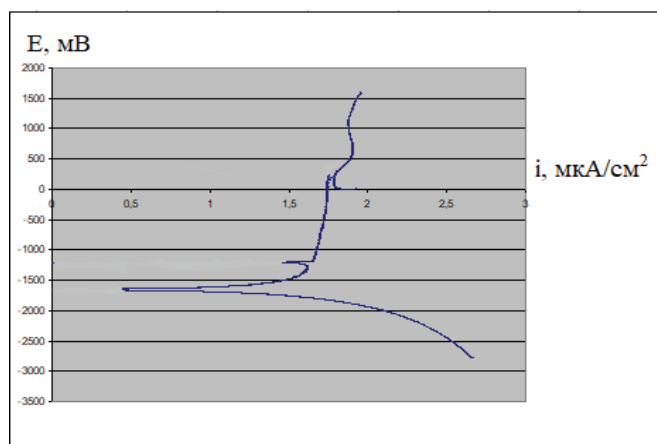
*a**б*

Рис. Диаграмма Штерна для сплава Ti–Nb (*a*) и 6–4 ELI (*б*)

Таким образом, в работе показано, что применение сплава Ti–Nb для материалов имплантов более целесообразно, нежели использование традиционного сплава 6–4 ELI. Сплав Ti–Zr в изученном структурном состоянии является менее коррозионостойким по сравнению с выше исследованными, и его применение в травматологии следует ограничить.

.....

## **СЕКЦИЯ 3**

Поверхность материалов:  
свойства и современные  
методы обработки

.....

УДК 669 72

**А. Н. Гостевская \*, И. А. Комиссарова, В. Е. Громов**

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

\**lokon1296@mai.ru*

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. Е. Громов

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНА

Целью настоящей статьи являлось выявление особенностей формирования структуры и фазового состава технически чистого титана при ЭВЛ иттрием и последующей ЭПО. Методами современного материаловедения проводились исследования структуры, фазового состава, механических свойств титана VT1–0 после комбинированной обработки.

*Ключевые слова:* электровзрывное легирование, электронно-пучковая обработка, фазовый состав, микротвердость, структура

**A. N. Gostevskaya, I. A. Komissarova, V. E. Gromov**

## INFLUENCE OF ELECTRIC EXPLOSIVE DOPING WITH YTTRIUM AND ELECTRON BEAM TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF TITANIUM

The purpose of this article was to identify the features of the formation of the structure and phase composition of technically pure titanium in EVL with yttrium and subsequent EPO. Methods of modern materials science conducted studies of the structure, phase composition, mechanical properties of titanium VT1–0 after combined treatment.

*Keywords:* electroexplosive doping, electron-beam processing, phase composition, microhardness, structure

**С**овершенствование авиационной техники выдвигает к титану и его сплаву новые требования. В работе [1] автор показывает, что весьма перспективными упрочняющими материалами для тита-



на могут быть редкоземельные металлы и их аналоги, например, иттрий. В настоящее время широко используется такой метод, как электровзрывное легирование, благодаря которому происходит изменение структуры и фазового состава материалов. Дальнейшая электронно-пучковая обработка совершенствует свойства легирования. Проведены исследования в сфере комбинированной обработки поверхностных слоев материалов, которая сочетает в себе электровзрывное легирование и электронно-пучковую обработку. Благодаря такому виду обработки на поверхности образуется нанокompозитная структура и происходит изменение фазового состава материала.

В этой работе в качестве исследуемого материала использовался технически чистый титан марки ВТ1–0. В качестве взрывающего материала была использована фольга титана ВТ1–0 массой 100 мг. На фольгу помещался порошок иттрия массой 400 мг.

При проведении анализа структурно-фазового состояния было выявлено, что оптимальным режимом обработки поверхностного модифицированного слоя Ti–Y является интенсивный импульсный электронный пучок с параметрами 50 Дж/см<sup>2</sup>; 150 мкс; 3 имп.; 0,3 с<sup>–1</sup> (табл.).

Таблица

Фазовый состав поверхностного слоя титана, подвергнутого ЭВЛ с последующей ЭПО

№ п/п	$E_s$ , Дж/см <sup>2</sup>	Объемная доля, %			
		$\alpha$ -Ti	$\alpha$ -Y	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiC, TiO <sub>2</sub>
1	ЭВЛ	75	17	0	8
2	20	15	68	10	7
3	50	10	73	3	14
4	70	100	0,0	0	0

Анализируя данные, полученные при проведении рентгеноструктурного исследования, было установлено, что в поверхностном слое титана, подвергнутом электровзрывному легированию иттрием, основной фазой является  $\alpha$ -Ti. Вследствие легирования образуются дополнительные фазы: диоксид и карбид титана (TiO<sub>2</sub>, TiC) — присутствие оксидов иттрия выявлено не было.

В дальнейшем после электронно-пучковой обработки образцов при плотности энергии 20 и 50 Дж/см<sup>2</sup> основной фазой становится  $\alpha$ -Y, объемная доля которой варьируется в пределах 68–73 %. При даль-

нейшем увеличении плотности энергии электронного пучка объемная доля фазы  $\alpha$ -иттрия резко уменьшается, и при достижении плотности энергии электронного пучка  $70 \text{ Дж/см}^2$  фаза  $\alpha$ -иттрия обнаружено не было. Из последнего можно заключить, что происходит испарение модифицированного слоя.

С помощью методов просвечивающей электронной микроскопии проведен анализ структуры материала на разных расстояниях от поверхности. Изображение структуры поверхностного слоя на различных расстояниях от поверхности модифицирования представлено на рис. Следует отметить, что благодаря комбинированной обработке титана на поверхности формируется многослойная структура. Поверхностный слой имеет толщину  $500 \text{ нм}$  и является аморфным, о чем говорит микроэлектрограмма, полученная с данного слоя и представленная в виде двух колец (рис., *в*). Следующий слой имеет столбчатое строение с толщиной от  $1$  до  $1,5 \text{ мкм}$  (рис., *а*). Еще ниже находится протяжный слой глобулярной кристаллизации (рис., *з*, *д*). Стрелка на рис. *а*, *б* показывает поверхность, подвергнутую обработке.

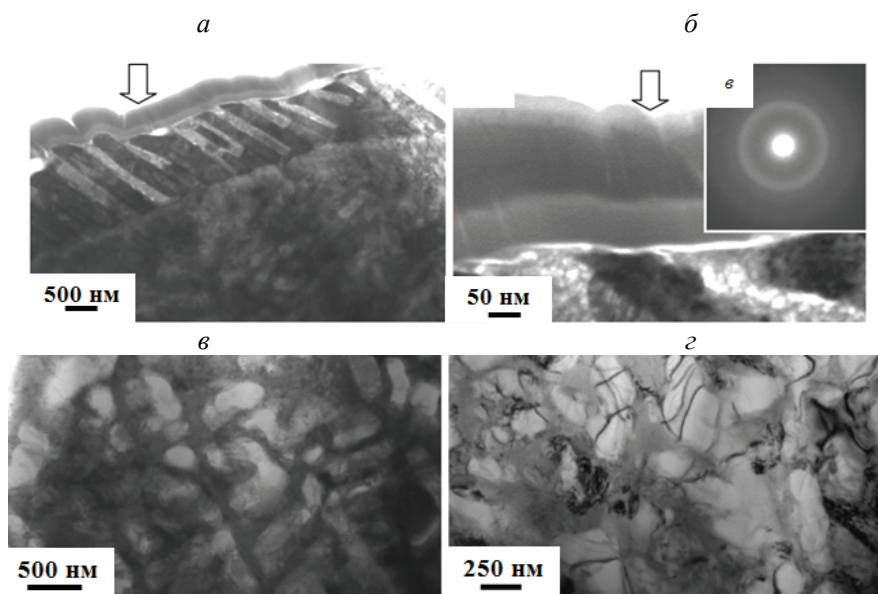


Рис. Структура поверхностного слоя титана, подвергнутого комбинированной обработке, сочетающей ЭВЛ и ЭПО:

*ав* — структура собственно поверхности модифицирования;  
*в* — структура слоя, расположенного на расстоянии  $3 \text{ мкм}$  от поверхности;  
*г* — на расстоянии  $\approx 25 \text{ мкм}$  от поверхности

### **Выводы**

1. ЭВЛ иттрием поверхностного слоя технически чистого титана марки ВТ1–0 приводит к образованию упрочняющей зоны, глубина которой достигает 50 мкм. В поверхностном слое выявлено насыщение частицами иттрия.

2. При помощи ЭПО образуется многослойная структура, содержащая множество фаз. Фазы расслаиваются при быстрой кристаллизации. Пластинки иттрия имеют размер 300–500 нм, а размер титановых пластинок изменяется в пределах 200–400 нм.

### **Литература**

1. Савицкий Е. М. Редкоземельные металлы и перспективы их использования в промышленности // Вестник АН СССР, 1970. 88 с.

УДК 620.172.2:669-179

**В. А. Москвина<sup>1\*</sup>, Е. А. Загibalова<sup>2</sup>, К. Н. Рамазанов<sup>3</sup>**<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск<sup>3</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*\*valya\_moskvina@mail.ru*

Научный руководитель — доц., д-р физ.-мат. наук Е. Г. Астафурова

## ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

В работе исследованы механические свойства при растяжении и нанотвердость мелкозернистых (3–6 мкм) и крупнозернистых (55 мкм) образцов аустенитной нержавеющей стали, подвергнутой ионно-плазменной обработке в смеси  $N_2 + C_2H_2 + Ar$  при температуре 540 °С в течение 12 ч.

*Ключевые слова:* аустенитная нержавеющая сталь, ионно-плазменная обработка, размер зерна, механические свойства, наноиндентирование

**V. A. Moskvina, E. A. Zagibalova, K. N. Ramazanov**

## THE INFLUENCE OF ION-PLASMA TREATMENT ON THE STRENGTH CHARACTERISTICS OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL WITH DIFFERENT GRAIN SIZES

In given work, the tensile properties and nanohardness of fine-grained (3–6  $\mu m$ ) and coarse-grained (55  $\mu m$ ) austenitic stainless steel specimens subjected to ion-plasma treatment in a mixture of gases  $N_2 + C_2H_2 + Ar$  at a temperature of 540 °C for 12 hours were experimentally investigated.

*Key words:* austenitic stainless steel, ion-plasma treatment, grain size, mechanical properties, nanoindentation

**Ш**ирокое распространение в промышленности аустенитных нержавеющей сталей (АНС) на Fe–Cr–Ni основе обусловле-

но хорошей формуемостью, коррозионной стойкостью, немагнитностью и высокой пластичностью. Устранение основного недостатка АНС, низкого предела текучести, возможно с применением деформационного упрочнения, твердорастворного упрочнения и дисперсионного твердения. Альтернативой традиционным способам улучшения прочностных свойств АНС является ионно-плазменное поверхностное насыщение атомами внедрения (N, C, N+C) — азотирование, цементация и нитроцементация. Ионно-плазменная обработка (ИПО) в смеси газов, содержащих азот и/или углерод, способствует изменению структуры и фазового состава поверхностного слоя в обрабатываемых сплавах, что в свою очередь приводит к повышению поверхностной твердости и износостойкости сплавов. В литературе, посвященной азотированию и цементации АНС, практически отсутствуют данные по влиянию размера зерна в стали на структурно-фазовые и механические характеристики поверхностных слоев, формируемых в процессе ИПО. Целью данной работы являлось установление влияния ИПО на механические свойства при растяжении и нанотвердость образцов АНС 01X17 H13 M3 с разным размером зерна.

Объектом исследования была выбрана АНС 01X17 H13 M3 (Fe—16,8Cr—13,3Ni—2,7Mo—1,7Mn—0,6Si—0,01C мас. %), стабильная к фазовым превращениям в процессе пластического деформирования. Три партии заготовок АНС обрабатывали по следующим схемам: партия МС1 — прокатка при комнатной температуре ( $T_k$ ) до степени обжатия  $\varepsilon = 80\%$  и отжиг при  $900\text{ }^\circ\text{C}$  (2 мин); партия МС2 — прокатка до  $\varepsilon = 80\%$  при  $T_k$  и отжиг при  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  (7 мин); партия КС3 — прокатка до  $\varepsilon = 40\%$  при  $T_k$  и отжиг при  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  (5 ч). Из каждой партии заготовок вырезали образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части  $1,7 \times 2,7 \times 18$  мм. ИПО образцов осуществляли в смеси газов Ar (70 %) + N<sub>2</sub> (25 %) + C<sub>2</sub>H<sub>2</sub> (5 %), при давлении 300 Па и температуре  $540\text{ }^\circ\text{C}$  (12 ч). Образцы до и после ИПО подвергали одноосному растяжению до разрыва при комнатной температуре с начальной скоростью деформации  $4,6 \times 10^{-4}\text{ с}^{-1}$  (Instron 3369). Для определения размера зерна использовали карты зеренной структуры (без учета двойниковых границ), полученные методом дифракции обратнорассеянных электронов (Quanta 200 3D). Наноиндентирование образцов осуществляли на поперечных шлифах от упрочненной поверхности к центру образцов с использованием индентора Виккерса при нагрузке 3 мН (CSEM Nano Hardness Tester).

После термомеханических обработок в стали была сформирована аустенитная структура с разным размером зерна. Прокатка и пост-деформационные отжиги (МС1 и МС2) способствовали формированию мелкозернистой структуры со средним размером зерна  $d = 3,7 \pm 2,4$  мкм и  $d = 5,9 \pm 3,9$  мкм, соответственно. В образцах партии КС3 была сформирована крупнозернистая структура с размером зерна  $d = 54,7 \pm 31,2$  мкм. Результаты одноосного растяжения образцов свидетельствуют о том, что с увеличением размера зерна происходит уменьшение прочностных характеристик и увеличение пластичности стали. В образцах с мелкозернистыми структурами предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) составляет 560 МПа и 430 МПа, относительное удлинение до разрушения ( $\delta$ ) 38 % и 42 % (МС1 и МС2 соответственно). Предел текучести крупнозернистых образцов ниже (300 МПа), при этом  $\delta$  достигает 50 %. Кривые течения имеют одинаковую стадийность для всех образцов. Анализ результатов наноиндентирования выявил аналогичную зависимость нанотвердости от размера зерна: с увеличением размера зерна в образцах значение нанотвердости уменьшалось. Для МС1-и МС2-образцов нанотвердость составляет  $HV = 3,2$  ГПа и  $HV = 2,9$  ГПа, а для КС3-образцов  $HV = 2,7$  ГПа.

Независимо от размера зерна в стали в результате ИПО на поверхности образцов образуется гетерофазный композиционный слой толщиной  $\approx 12\text{--}15$  мкм (МС1 и МС2) и  $\approx 25$  мкм (КС3). Ионно-плазменная обработка слабо влияет на изменение предела текучести и прочности МС1 и МС2 образцов и приводит к потере пластических свойств на 18–20 %. ИПО крупнозернистых образцов вызывает меньшие эффекты охрупчивания по сравнению с МС1 и МС2 состояниями, и потеря пластичности составляет 8 %. На ранних степенях деформации (до 10 %) коэффициенты упрочнения для всех ИПО-образцов выше, чем в исходных состояниях. После ИПО скорость деформационного упрочнения выше в мелкозернистых образцах.

Анализ профилей распределения нанотвердости по глубине образцов после ИПО позволил выявить три характерные области: композиционный слой, диффузионную зону и матрицу. Профили нанотвердости имеют сложную стадийность и изменяются нелинейно по направлению от обработанной поверхности вглубь образцов. По мере продвижения от поверхности к матрице значения нанотвердости постепенно снижаются и достигают значений, соответствующих исходным состояниям. КС3-образцы обладали наибольшими значе-

ниями нанотвердости в композиционном слое  $HV=17$  ГПа, по сравнению с образцами МС1 и МС2, для которых максимальная нанотвердость в слое достигла 12 ГПа и 10 ГПа. С увеличением размера зерна толщина композиционного слоя и диффузионной зоны увеличиваются. Для образцов с мелкозернистыми структурами характерен существенный разброс значений нанотвердости в композиционных слоях, для крупнозернистых образцов такого разброса не наблюдали. Это может быть связано с увеличением объемной доли границ зерен, которые являются наиболее благоприятными местами для зарождения нитридных и карбонитридных фаз при ИПО стали. Ширина диффузионной зоны в крупнозернистых образцах составляет  $\approx 50$  мкм и уменьшается до  $\approx 30\text{--}35$  мкм в мелкозернистых.

Таким образом, поверхностная ионно-плазменная обработка приводит к формированию гетерофазного композиционного слоя в образцах стали независимо от размера зерна. ИПО приводит к уменьшению пластичности стали и вызывает сильное деформационное упрочнение в мелкозернистых образцах. Различие в объемной доле границ зерен образцов оказывает существенное влияние на толщину упрочненного слоя и диффузионной зоны. С увеличением размера зерна в образцах толщина упрочненного слоя увеличилась в  $\approx 2$  раза. После ИПО образцы в крупнозернистом состоянии характеризуются наибольшими значениями нанотвердости в упрочненном слое (до 17 ГПа) по сравнению с образцами с мелким зерном, в которых максимальные значения нанотвердости достигают 12 ГПа и 10 ГПа.

*Работа выполнена при финансовой поддержке  
стипендии Президента РФ (СП-14.2019.1).*



УДК 621.9.019

**А. С. Ишимов, Е. В. Лопатина\*, Л. В. Носов**

Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск

*\*lopatina.yekaterina2016@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. П. Барышников

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ

В статье рассмотрено влияние шероховатости поверхности на циклическую долговечность. Исследовано, как влияет электролитическое полирование на циклическую долговечность металлических материалов. Определены некоторые параметры шероховатости поверхности после электролитического полирования и необработанной поверхности. Проведены испытания на циклическую долговечность образцов с поверхностной обработкой электролитическим полированием и образцов без поверхностной обработки.

*Ключевые слова:* шероховатость, циклическая долговечность, электролитическое полирование, поверхностная обработка, трещиностойкость, динамические испытания, микроструктурный анализ, микро топография, сопротивление усталости

**A. S. Ishimov, E. V. Lopatina, L. V. Nosov**

## INVESTIGATION OF THE EFFECT OF SURFACE ROUGHNESS ON CYCLIC DURABILITY

The article considers the effect of surface roughness on cyclic durability. The effect of electrolytic polishing on the cyclic durability of metal materials has been studied. Some parameters of surface roughness after electrolytic polishing and untreated surface are determined. Tests for cyclic durability of samples with surface treatment by electrolytic polishing and samples without surface treatment were carried out.

*Keywords:* roughness, cyclic durability, electrolytic polishing, surface treatment, crack resistance, dynamic tests, microstructural analysis, microtopography, fatigue resistance



Статья посвящена актуальной на сегодняшний день проблеме влияния шероховатости поверхности металлических изделий на циклическую долговечность. Состояние поверхности играет особую роль при циклическом нагружении, так как усталостное разрушение, как правило, начинается на поверхности детали. До настоящего времени влияние шероховатости металлов на циклическую долговечность никогда не являлась объектом самостоятельного анализа. Наличие на поверхности мелких неровностей, царапин и т. п. снижает циклическую долговечность на десятки процентов (15–20 %) [1]. Это обусловлено концентрацией напряжений около царапин или надразов. Одной из основных причин разрушений материалов является воздействие знакопеременных нагрузок [2; 3]. Одним из способов повышения циклической долговечности и снижения шероховатости является поверхностная обработка. Методом такой обработки выступает электролитическое полирование. Его основной целью является: повышение циклической долговечности, очистка внутренних полостей, улучшение внешнего вида изделий, улучшение адгезии, повышение интенсивности сглаживания шероховатостей и отсутствие поверхностного деформированного слоя [4]. Авторы исследуют режим электролитического полирования для стали марки 08Ю. Режим подобран на установке электролитического полирования LectroPol-5 (Struers, Дания). Основное содержание исследования заключалось в обработке поверхности электролитическим полированием и проведении испытаний на малоцикловую циклическую долговечность. Измерялись параметры шероховатости поверхности необработанного образца и поверхность после электролитического полирования. Измерение параметров шероховатости проводилось согласно ГОСТ 2789–73 «Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики». Данное исследование дополняется микроструктурным анализом на металлографическом инвертированном микроскопе Zeiss Axio Observer 3 (Carl Zeiss Microscopy GmbH, Германия). С использованием испытательной машины Shimadzu Servopulser U-type (Shimadzu, Япония) были проведены исследования влияния шероховатости на циклическую долговечность материалов. На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что снижение шероховатости поверхности с помощью электролитического полирования значительно повышает циклическую долговечность изделий, которые работают при ударно-вибрационных нагрузках, циклическом давлении и т. д.

### Литература

1. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. М. : Металлургия, 1975. 454 с.
2. Статическая прочность и механика разрушения сталей : сб. науч. трудов. Пер. с нем. / под ред. В. Даля, В. Антона. М. : Металлургия, 1986. 566 с.
3. Школьник Л. М. Методика усталостных испытаний : справочник. М. : Металлургия, 1978. 304 с.
4. Лопатина Е. В., Зникин И. Е., Носов Л. В. Особенности подготовки образцов для EBSD анализа // Обработка сплошных и слоистых материалов. Магнитогорск. 2018. № 1. С. 40–43.

УДК 669.15-194.56

**О. В. Маслова<sup>\*</sup>, Н. Н. Озерец, М. А. Павлов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*olenka1709@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. В. Березовская

## МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ВЫСОКОЙ ЭНЕРГИИ

Исследована мартенситно-стареющая сталь 03Н18К3М3Т после обработки по разным схемам, включающим закалку, старение и облучение ионами  $Ar^+$  с энергией 40 кэВ. Показано, что наиболее заметное улучшение свойств и изменение структуры достигается при использовании облучения на завершающем этапе обработки стали после закалки и старения.

*Ключевые слова:* мартенситно-стареющая сталь, ионное облучение, замедленное разрушение, микротвердость, дислокационная структура

**O. V. Maslova, N. N. Ozerets, M. A. Pavlov**

## MODIFICATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF MARAGING STEEL WHEN IRRADIATED BY HIGH ENERGY IONS

The work is devoted to studying the maraging steel 03Н18К3М3Т after treatment according to three schemes, including hardening, aging, and irradiation with  $Ar^+$  ions. It is shown that the most noticeable improvement in properties and structural changes is achieved by using irradiation at the final stage of steel processing after quenching and aging.

*Key words:* maraging steel, ion irradiation, delayed fracture, microhardness, dislocation structure

**М**артенситно-стареющие стали (МСС), обладающие высокими механическими и технологическими свойствами, подвержены замедленному разрушению (ЗР) в состаренном при низких температурах состоянии [1]. Одним из направлений повышения прочности

конструкционных материалов является модификация их структуры на основе современных технологий физического воздействия. Используемые для этой цели ионы с высокой энергией, которые внедряются в материал мишени на глубину около 0,011 мкм, формируя в ней особое структурное состояние, относятся к числу таких технологий [2].

В работах, выполненных в Институте электрофизики УрО РАН, показано, что облучение ионами может существенно модифицировать поверхностные и объемные свойства различных сплавов. Это касается, в частности, повышения их прочности и формирования структурных состояний, способствующих повышению сопротивления распространению трещины при одноосном растяжении [3; 4].

Цель работы состояла в изучении влияния облучения ускоренными ионами  $\text{Ag}^+$  мартенситно-стареющей стали 03 Н18 К3 М3 Т на ее сопротивление замедленному разрушению (ЗР).

Сталь 03Н18К3М3Т получали вакуумно-индукционной плавкой, после гомогенизации при 1200 °С в течение 1,5 ч слитки ковали на прутки. Режимы последующей обработки приведены в табл. Облучение образцов со стороны надреза непрерывными пучками ионов  $\text{Ag}^+$  проводили на имплантере ИЛМ-1 с ионным источником ПУЛЬСАР-1 М по методике ИЭФ. Используемые параметры облучения: энергия ионов  $E = 40$  кэВ, плотность ионного тока  $j = 200$  мкА/см<sup>2</sup>, флюенс  $F = 1,25 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> (соответствующее время облучения 100 с),  $T = 270$  °С. Согласно расчетам, проведенным методом TRIM [5], средний проективный пробег ионов аргона в исследуемой стали составляет ~18,5 нм.

Испытания ЗР проводили по схеме чистого изгиба призматических образцов размером 55×10×11 мм с V-образным надрезом при постоянной нагрузке по методу Брауна. Средой испытания служила дистиллированная вода комнатной температуры. Относительное снижение прочности при ЗР определяли как  $\Delta\sigma = (\sigma_k - \sigma_n)/\sigma_k$ , где  $\sigma_k$  — кратковременную прочность,  $\sigma_n$  — пороговое напряжение, ниже которого разрушение не происходило в течение 100 ч.

Механические свойства стали 03Н18К3М3Т после обработок 1, 2 и 3 приведены в табл.

Облучение максимально повышает твердость, прочность и сопротивление ЗР при его использовании на завершающей стадии обработки (режим 3). Относительное снижение прочности ( $\Delta\sigma$ ) после та-

кой обработки меньше почти на 20 %. Испытания ударной вязкости положительного эффекта воздействия облучения не обнаружили, что связано с недостаточностью времени для проявления охрупчивающих процессов, происходящих обычно при ЗР МСС.

Таблица

Механические свойства исследованной стали

№	Режим обработки	HV <sub>0,05</sub>	σ <sub>к</sub>	σ <sub>п</sub>	Δσ, %	KCV, МДж/м <sup>2</sup>
			МПа			
1	Закалка, 820 °С + старение, 400 °С, 3 ч	500	1320	120	91	0,56
2	Закалка, 820 °С + облучение Ar <sup>+</sup> + старение, 400 °С, 3 ч	580	1570	350	78	0,56
3	Закалка, 820 °С + старение, 400 °С, 3 ч + облучение Ar <sup>+</sup>	625	1900	570	70	0,58

При облучении наблюдалось измельчение микроструктуры мартенсита (см. рис.), вызванное процессами динамической рекристаллизации мартенсита под действием нагрева (270 °С) образцов. О деформационных эффектах свидетельствовало измельчение областей когерентного рассеяния в мартенситах: 94 — в необлученном состоянии, 65 нм — после облучения.

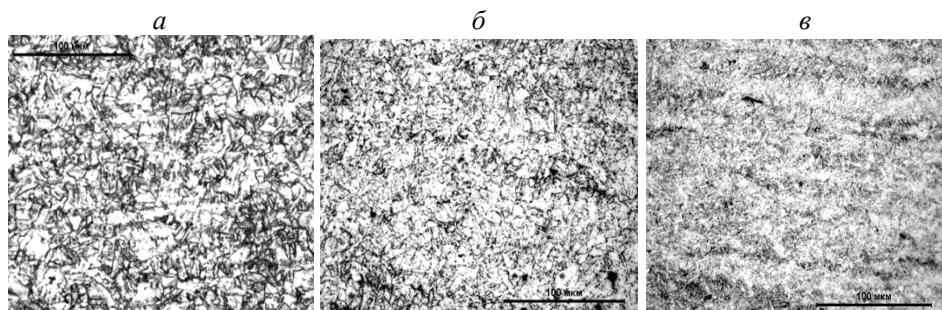


Рис. Микроструктура стали в объеме образца после обработки:

*a* — по режиму 1; *b* — по режиму 2; *v* — по режиму 3

Таким образом, упрочнение стали 03Н18К3М3Т при облучении ионами Ag<sup>+</sup> с энергией 40 кэВ обусловлено в основном измельчением структуры мартенсита.

*Авторы выражают благодарность В. В. Овчинникову  
и Н. В. Гущиной за помощь в проведении эксперимента  
и обсуждение полученных результатов.*

### **Литература**

1. Березовская В. В. Структура и замедленное разрушение мартенситно-стареющих сталей. Saarbrücken : Palmarium Academic Publishing, 2013. 222 с.
2. Комаров Ф. Ф. Ионная имплантация в металлы. М. : Металлургия, 1990. 216 с.
3. Радиационный отжиг полос алюминиевых сплавов АМг6, 1441 и ВД1 с использованием ленточного источника ускоренных ионов / В. В. Овчинников [и др.] // Металлы. 2010. № 2. С. 62–69.
4. Ovchinnikov V. V. Nanoscale dynamic effects under cascade-forming irradiation // Surface and Coating Technology. 2018. V. 355. P. 65–83.
5. Biersack J. P., Haggmark L. G. A Monte Carlo computer program for the transport of energetic ions in amorphous targets // Nucl. Instrum. and Methods. 1980. V. 174. P. 257–269.

УДК 621.793

**Ю. М. Модина<sup>\*</sup>, Р. Р. Валиев, К. С. Селиванов, Я. Н. Савина, Э. И. Усманов**

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

<sup>\*</sup>*modina\_yulia@mail.ru*

## **АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА УМЗ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ VT8 М-1 И ОСОБЕННОСТИ ЕГО РАЗРУШЕНИЯ**

Работа посвящена изучению адгезионных свойств вакуумно-плазменного покрытия (Ti+V)N, нанесенного на поверхность титанового сплава VT8 М-1 с крупнозернистой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Показано влияние УМЗ-структуры на повышение прочностных и адгезионных свойств покрытия.

*Ключевые слова:* титановый сплав, ультрамелкозернистая структура, интенсивная пластическая деформация, вакуумно-плазменные покрытия, адгезионная прочность

**Yu. M. Modina, R. R. Valiev, K. S. Selivanov, Ya. N. Savina, E. I. Usmanov**

## **ADHESIVE STRENGTH OF THE VACUUM-PLASMA COATING ON THE UFG TI ALLOY VT8 M-1 AND THE FEATURES OF ITS FRACTURE**

This research is devoted to the study of the adhesive properties of a vacuum-plasma coating (Ti+V)N deposited on the surface of VT8M-1 titanium alloy with a coarse-grained (CG) and ultrafine-grained (UFG) structure. The influence of the UFG-structure on the increase of strength and adhesion properties of the coating was demonstrated.

*Key words:* titanium alloy, ultrafine-grained structure, severe plastic deformation, vacuum-plasma coatings, adhesive strength

**Д**вухфазные титановые сплавы широко используются в качестве материалов в конструкции самолетов и двигателей благодаря их высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Сплав VT8 М-1 относится к двухфазным титановым сплавам, который име-



ет более высокую жаропрочность и термостабильность по сравнению с популярным сплавом Ti–6Al–4V [1]. Детали газотурбинного двигателя (ГТД) эксплуатируются в высоко нагруженных состояниях, поэтому к ним применяются повышенный комплекс требований, который определяет работоспособность конструкционных материалов. Формирование УМЗ-состояния в металлах и сплавах с помощью различных методов интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из наиболее эффективных подходов для повышения прочности и пластичности, который значительно увеличивает предел выносливости и другие эксплуатационные свойства [2]. Сочетание ИПД с традиционными методами пластической деформации [3] и создание новых подходов и методов обработки [3; 4] являются перспективными направлениями в развитии ИПД и внедрении коммерческих технологий производства УМЗ-материалов. Ротационная ковка (РК) один из новых промышленных методов, принцип которого заключается в высокочастотной деформации металла бойками по квазисхеме всестороннего сжатия. Важным преимуществом РК является возможность масштабирования, связанного с увеличением геометрических размеров (диаметра и длины) получаемых заготовок. Как известно, лопатки ГТД также испытывают высокие эрозионные и коррозионные воздействия в процессе эксплуатации, поэтому защита поверхности деталей из титановых сплавов достигается нанесением вакуумно-плазменных покрытий на основе нитридов и карбидов тугоплавких элементов с целью повышения сопротивления коррозионным и эрозионным внешним воздействиям [5].

Выявлено, что исходная структура прутков титанового сплава BT8 M-1 представляет собой смешанную глобулярно-пластинчатую структуру. Средний размер первичной  $\alpha$ -фазы составил  $\sim 5$  мкм, а ее доля в сплаве — 65 %, толщина  $\alpha$ -ламелл — 0,2 мкм. После РК микроструктура образца имеет смешанную структуру, состоящую из первичной  $\alpha$ -фазы и пластинчатой составляющей  $\alpha$ -фазы и  $\beta$ -фазы, которая практически полностью трансформируется в глобулярную. При этом первичная  $\alpha$ -фаза имеет вытянутую и изогнутую форму, ее ширина составила  $1,4 \pm 0,2$  мкм, а длина —  $4,8 \pm 0,2$  мкм, объемная доля в сплаве — 65 %. Ширина пластин составила  $0,16 \pm 0,08$  мкм, а длина —  $0,87 \pm 0,06$  мкм.

Вакуумно-плазменное покрытие (Ti+V)N напыляли на образцы в виде дисков толщиной 5 мм одновременно с двух электродуговых испарителей, используя установку Ферри-ВАТТ. Архитектура покрытия



(Ti+V)N состояла из двух основных слоев (Ti+V)N с промежуточным подслоем V и TiV (рис. 1), общая толщина покрытия  $\sim 6$  мкм.

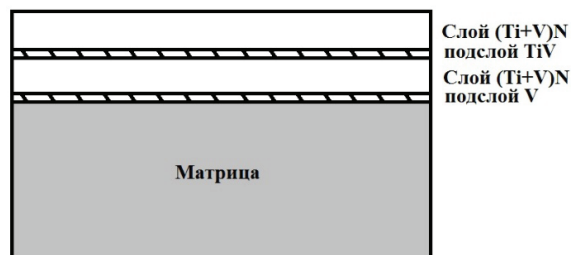


Рис. 1. Схематическая иллюстрация архитектуры покрытия (Ti+V)N на поверхности УМЗ титанового сплава BT8 М-1

Проанализирована прочность покрытия (табл.) на КЗ- и УМЗ-сплаве BT8 М-1 методом «царапания» на приборе Scratch Tester (CSM Instruments). Показано, что нанесение вакуумно-плазменного защитного покрытия (Ti+V)N на подложку титанового сплава с УМЗ структурой влияет на повышение прочностных и адгезионных свойств покрытия.

Таблица

Результаты Scratch-test, индентор Роквелла с радиусом 20 мкм

Образец	$L_{c1}$ , Н	$L_{c2}$ , Н
КЗ	$4,38 \pm 0,04$	$7,31 \pm 0,07$
УМЗ	$4,49 \pm 0,04$	$8,17 \pm 0,08$

Выявлено, что микротвердость покрытия зависит от микротвердости подложки (рис. 2).

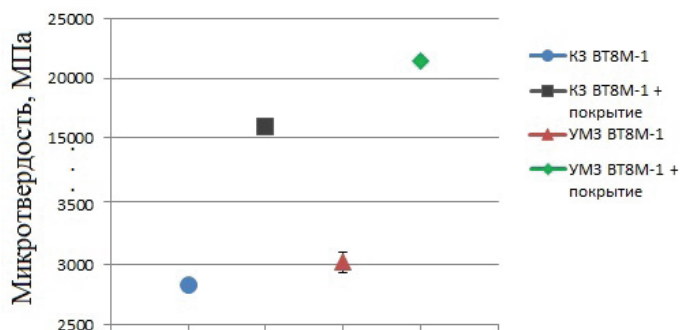


Рис. 2. Микротвердость покрытия и подложки

*Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФ  
в ФГБОУ ВО «УГТУ» (проект № 19–79–10108).*

### **Литература**

1. Veiga C., Davim J. P., Loureiro A. J. R. Properties and applications of titanium alloys: a brief review // Review on Advanced Materials Science. 2012. V. 32. P. 133–148.
2. Fundamentals of Superior Properties in Bulk NanoSPD Materials / R. Z. Valiev [et al.] // Materials Research Letters. 2015, V. 4. № 1. P. 1–21.
3. Semenova I. P., Raab G. I., Valiev R. Z. Nanostructured titanium alloys: New developments and application prospects // Nanotechnologies in Russia. 2014. V. 9, № 5–6. P. 311–324.
4. Valiev R. Z., Langdon T. G. Achieving exceptional grain refinement through severe plastic deformation: New approaches for improving the processing technology // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2011. № 10. P. 2942–2951.
5. Исследование свойств нанослойных эрозионно-стойких покрытий на основе карбидов и нитридов металлов / С.А. Мубояджян [и др.] // Металлы. 2011. № 4. С. 91–101.

УДК 669.056

**В. А. Завьялов<sup>1\*</sup>, С. Е. Крылова<sup>1</sup>, С. П. Оплеснин<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Оренбургский государственный университет, г. Оренбург

<sup>2</sup> ООО «Технология», г. Оренбург

\*Zavyalov.orsk@yandex.ru

## **ВЛИЯНИЕ ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ НА ГЕОМЕТРИЮ НАПЛАВЛЯЕМЫХ ВАЛИКОВ**

Представлены результаты разработанной промышленной технологии восстановления поверхности коррозионностойких сталей методом лазерной наплавки. Приведен сравнительный анализ микроструктуры наплавленного износостойкого слоя, зоны сплавления с материалом основы и диффузионной зоны при разных технологических режимах наплавки. Исследовано влияние морфологии частиц присадочного порошка на параметрические характеристики валика, полученного лазерной газопорошковой наплавкой.

*Ключевые слова:* лазерная наплавка, переходной диффузионный слой, карбидное упрочнение поверхностного слоя, многокомпонентные порошковые композиции, износостойкость

**V. A. Zavyalov, S. E. Krylova, S. P. Oplesnin**

## **EFFECT OF GRANULOMETRIC COMPOSITION OF POWDER COMPOSITION ON GEOMETRY OF WELD ROLLS**

The results of the developed industrial technology of surface restoration of corrosion-resistant steels by laser welding are presented. Comparative analysis of microstructure of built-up wear-resistant layer, zone of fusion with base material and diffusion zone at different process conditions of build-up is given. Influence of morphology of particles of filler powder on parametric characteristics of roller produced by laser gas-powder build-up is investigated.

*Keywords:* laser build-up, transition diffusion layer, carbide strengthening of surface layer, multicomponent powder compositions, wear resistance

**И**звестно, что качество покрытия существенным образом зависит от свойств присадочного материала. Поэтому оценка влия-

ния размеров частиц присадочного порошка на формирование и геометрические параметры валика, образующегося в процессе наплавки, представляют определенный практический интерес [1].

Разделение на фракции металлургического порошка производили при помощи набора аналитических сит номиналом 0,125; 0,1; 0,08; 0,063 мкм.

Проводили исследования микроструктуры частиц порошка с помощью настольного растрового электронного микроскопа JEOL РЭМ NeoScope JCM-6000 (рис. 1).

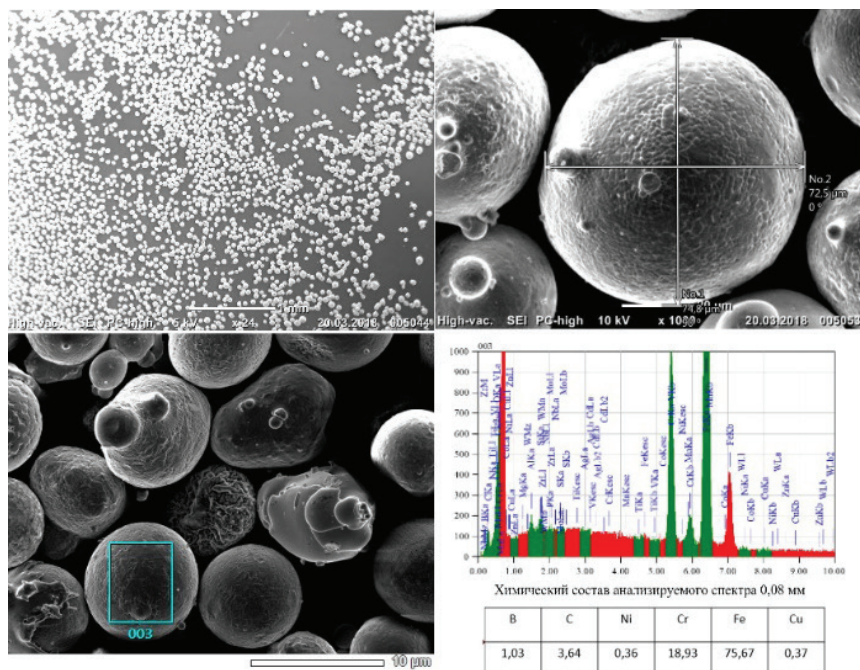


Рис. 1. Параметрический анализ порошка ПР-20Х13Н2: ПР-НХ15СР2 с размером фракции 0,08

На рис. 1 отражено, что большинство частиц металлического порошка имеют правильную сферическую форму, что их хорошо видно на электронно-микроскопическом изображении во вторично рассеянных электронах.

При проведении серии тестовых экспериментов по определению оптимальной фракции металлургического порошка для лазерной наплавки, суть которых заключается в установлении зависимости формы

наплавляемого валика от гранулометрического состава порошка, была получена серия единичных валиков и проанализирована их форма.

При анализе формы наплавленных валиков определили их высоту  $H$ , ширину  $L$ , глубину проплавления основы  $h$ , площадь наплавленного слоя  $Sc$  и площадь переплавленного основного металла  $Sm$  [2]. Коэффициент перемешивания  $K$  и формы валика  $D$  оценивали следующим образом:

$$K = H / L; D = Sm / (Sm + Sc).$$

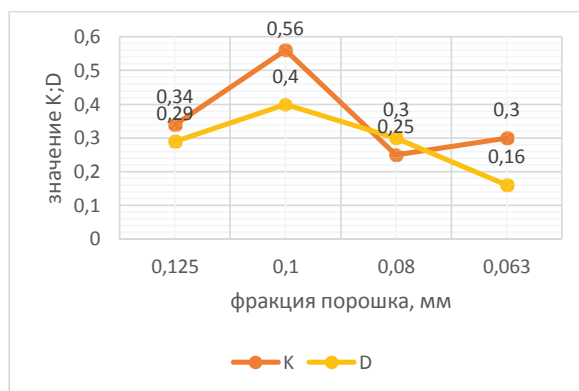


Рис. 2. Результаты анализа формы наплавленных валиков

Анализ графических зависимостей показал, что оптимальной фракцией металлургического порошка ПР-20Х13 Н2: ПР-НХ15 СР2 для наплавки является порошковая композиция с фракцией, средний диаметр которой в пределах 0,1 мм.

Следует отметить, что в работе не проводили исследования влияния расхода порошка на форму валиков. Во всех экспериментах расход порошка составлял  $F = 20$  г/мин. Такая величина была установлена экспериментально, как оптимальная.

Исследование влияния фракционного состава порошка на форму валиков показало, что размер частиц порошка влияет на шероховатость поверхности полученных изделий. Таким образом, для получения поверхности с минимальной шероховатостью оптимально использовать мелкозернистый порошок. Однако с использованием фракции 0,08–0,06 мм, не наблюдается сплавления присадочного материала с основным металлом вследствие выгорания порошка до момента его попадания на подложку [3].

## Литература

1. Носков А. И., Янбаев Р. М., Шахсрахманов Т. М. Влияние фракционного состава присадочного порошка и параметров лазерной коаксальной наплавки на формование валиков // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 7. С. 70–73.
2. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки: учебник. М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. 664 с.
3. Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н., Шибеев В. В. Порошковая металлургия // Высшая школа. 1984. № 9. С. 39.

УДК 621.7 (075.8)

**И. А. Курноскин<sup>1\*</sup>, С. Е. Крылова<sup>1</sup>, С. П. Оплеснин<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Оренбургский государственный университет, г. Оренбург

<sup>2</sup> ООО «Технология», г. Оренбург

\*ivan.kurnoskin@yandex.ru

## **ВЛИЯНИЕ СВЕТОПОГЛОЩАЮЩЕГО ПОКРЫТИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

Разработаны составы светопоглощающего покрытия для промышленной технологии лазерного упрочнения. Показано влияние светопоглощающего покрытия на структурообразование поверхностного слоя при лазерной закалке среднеуглеродистых легированных сталей.

*Ключевые слова:* лазерная термообработка, светопоглощающее покрытие, коэффициент поглощения, трибомеханические свойства, термоупрочнение

**I. A. Kurnoskin, S. E. Krylova, S. P. Oplesnin,**

## **EFFECT OF LIGHT-ABSORBING COATING ON SURFACE LAYER STRUCTURING DURING LASER HARDENING OF MEDIUM-CARBON ALLOY STEELS**

Compositions of light-absorbing coating for industrial laser hardening technology have been Developed. The effect of the light-absorbing coating on the structure formation of the surface layer during laser hardening of medium-carbon alloy steels is shown.

*Keywords:* Laser heat treatment, light-absorbing coatings, absorption coefficient, tribomechanical properties, thermal strengthening

**И**ntenсификация технологических процессов поверхностной лазерной термообработки в значительной степени определяется расширением применения мощных концентрированных потоков энергии в виде электронного луча, а в последние годы — и лазерного излучения [1].

Лазерная термообработка имеет преимущества по сравнению с обычными методами термообработки (ТВЧ) в части обработки поверхностей сложной конфигурации, минимизации коробления и перегрева изделий, упрочнения труднодоступных мест детали.

Для осуществления лазерной закалки локальный участок поверхности массивной детали нагревают с помощью излучения до сверхкритических температур, а после прекращения действия излучения этот участок охлаждается за счет отвода тепла во внутренние слои материала. Высокая скорость охлаждения приводит к образованию закалочных структур и высокой твердости поверхности.

Известны изобретения, основанные на создании наиболее универсальных поглощающих материалов на любые металлические поверхности с более высоким интегральным коэффициентом, а также поглощения при обработке поверхности излучением лазера и способы их получения. Покрытие, поглощающее лазерное излучение и используемое при обработке металлической поверхности лазером, состоит из двух слоев, отличающихся тем, что первый слой содержит смесь органического связующего лака АС-82 (ТУ 6-10-1169–71) с сажей в объемном соотношении 3:1 соответственно и имеет толщину от 30 до 40 мкм, а второй слой содержит смесь органического связующего лака АС-82 с растворителем Р-647 (ГОСТ 18188–72) в объемном соотношении от 1:3 до 4 соответственно и имеет толщину слоя от 3 до 5 мкм.

Предложенный в работе поглощающий материал и способ его получения были апробированы в промышленных условиях при реализации технологии лазерной закалки поверхности стали 40Х [2].

Поглощающее покрытие для лазерной обработки металлической поверхности лазером состоит из двух слоев. Первый слой образован смесью лака ЛС-82 с сажей, в объемном соотношении 3:1, толщиной слоя от 30 до 40 мкм, второй слой состоит из смеси лака АС-82 с растворителем Р-647 в объемном соотношении от 1:3 до 4, толщиной слоя от 3 до 5 мкм. Способ получения поглощающего покрытия включает следующие операции: предварительно подготовленную металлическую поверхность обезжиривают, затем на металлическую поверхность наносят пульверизатором или кистью смесь лака АС-82 с сажей в объемном соотношении три к одному (3:1) соответственно толщиной от 30 до 40 мкм. Предварительно лак с сажей тщательно перемешивается, после нанесения покрытие высушивают; для нанесения второ-



го слоя покрытия в лак АС-82 добавляют примерно от 1:3 до 4 объемной части растворителя Р-647, компоненты перемешивают, после чего изделие (образец) окунают в полученный раствор и подвергают высушиванию. Объем растворителя зависит от вязкости лака и партии поставки. При этом толщина верхнего покрытия, полученного методом окунания, должна составить от 3 до 5 мкм.

Концентрация раствора подбиралась экспериментально, а контроль толщины покрытия осуществлялся с помощью метода интерферометрии. Сажа была получена от сжигания резины.

Анализ апробации покрытия показал, что наибольшая глубина зоны термического влияния достигается при использовании поглотителя в объемном соотношении 3:1 соответственно, с толщиной слоя от 30 до 40 мкм, второй слой, из смеси органического связующего (например, лак АС-82) с растворителем Р-647 в объемном соотношении от 1:3 до 4 соответственно, — с толщиной слоя от 3 до 5 мкм.

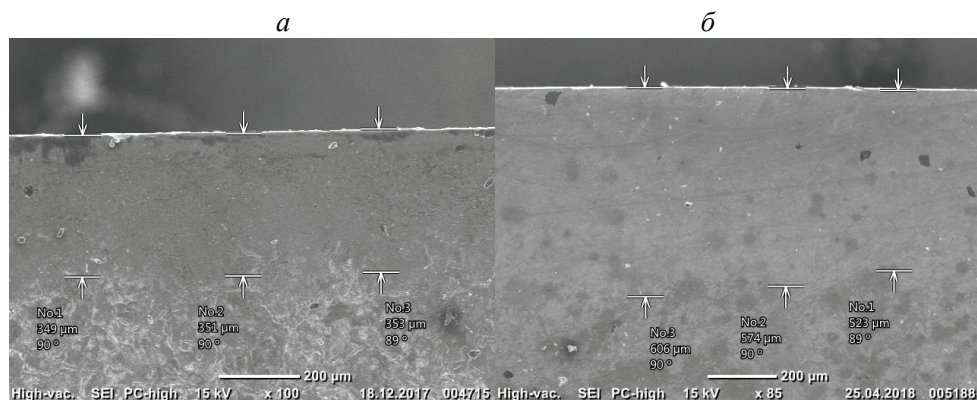


Рис. Толщина закаленного слоя:

*a* — без светопоглощающего покрытия *б* — со светопоглощающим покрытием, полученным лазерной закалкой на стали 40Х

Это обусловлено, очевидно, более высокой скоростью прогрева поглотителя и подложки, а также запаздыванием фазы высокотемпературного пиролиза слоя поглотителя без доступа кислорода. Наименьшей эффективностью обладает вариант сульфидирования поверхности. Кроме этого, сульфиды способны внедряться в поверхностный слой обрабатываемой поверхности и, обладая локально высокой твер-

достью, негативно влияют на трибомеханические свойства поверхностного слоя. Это было подтверждено испытаниями на износостойкость образцов [1].

### **Литература**

1. Разработка технологии лазерной закалки поверхностного слоя тел вращения из среднеуглеродистых сталей / И. А. Курносин [и др.] // Сб. материалов Международной молодежной научной конференции «Студенческие научные общества — экономике регионов». 2018. № 1. С. 299–306.
2. Влияние технологических параметров лазерной закалки на структурообразование поверхностного слоя среднеуглеродистых легированных сталей / И. А. Курносин [и др.] // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. 2018. № 1. С. 71–73.

УДК 620.178.1

**А. С. Егорова\*, Т. А. Зимоглядова, Е. Г. Бушуева, В. А. Батаев**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

\*Egorova\_nastua@mail.ru

Научный руководитель — канд. техн. наук Е. А. Дробяз

## **ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ Ni—Cr—Si—B СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ**

В работе представлены результаты исследования защитных слоев на основе сплава системы Ni—Cr—Si—B, легированных бором, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Изучена структура наплавленных слоев, а также их микротвердость и износостойкость в условиях трения о закрепленные частицы абразива.

*Ключевые слова:* вневакуумная электронно-лучевая наплавка, легирование, износостойкость, структура, самофлюсующийся сплав

**A. S. Egorova, T. A. Zimoglyadova, E. G. Bushueva, V. A. Bataev**

## **WEAR RESISTANCE OF CLADDING LAYERS BASED ON Ni—Cr—Si—B ALLOY, DOPED BY BORON**

The paper presents the results of a study of protective layers based on an Ni—Cr—Si—B alloy doped with boron, obtained by the method of non-vacuum electron beam cladding. The structure of the deposited layers and its microhardness and wear resistance under friction against fixed abrasive particles were studied.

*Key words:* non-vacuum electron beam cladding, alloying, wear resistance, structure, self-fluxing alloy

Одним из перспективных направлений современного материаловедения является разработка износостойких сплавов и методов их нанесения в виде защитных слоев на рабочие поверхности деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания. Среди способов нанесения таких слоев на сегодняшний день активно развиваются технологии, основанные на применении высококонцентрированных источников энергии [1]. Среди данных методов особо следует

выделить технологию вневакуумной электронно-лучевой наплавки. К основным преимуществам технологии относится возможность обработки крупногабаритных деталей за счет вывода электронного луча в воздушную атмосферу, высокая мощность (до 100 кВт) и производительность процесса наплавки [1].

Цель работы заключалась в оценке влияния легирования бором на износостойкость защитных слоев на основе самофлюсующегося никелевого сплава, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки.

В качестве основного металла использовали пластины толщиной 10 мм из нержавеющей стали марки 12X18H9T. Наплавку порошковых смесей осуществляли на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 при токе пучка ( $I$ ) — 25 мА и скорости перемещения электронного луча ( $V$ ) — 15 мм/с. В качестве наплавляемого материала использовали промышленный самофлюсующийся порошок марки ПН77Х15СЗР2 (15 % Cr, 3 % Si, 2 % B, 3 % Fe, 77 % Ni) с добавлением 5, 10 и 15 вес. % аморфного бора.

Структура наплавленных слоев изучалась с использованием оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Observer Z1M. Оценку уровня микротвердости полученных материалов производили на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD при нагрузке на алмазный индентор — 0,98 Н. Испытания материалов с наплавленными слоями на износостойкость в условиях трения о закрепленные частицы абразива проводили в соответствии с ГОСТ 17367–71. В качестве эталонного материала использовали нержавеющую сталь 12X18H9T (основной металл). Размеры исследуемых образцов составляли 10×2×2 мм.

Металлографические исследования показали, что наплавленные слои обладают дендритным строением и имеют толщину 2 мм. По всему объему наплавленного слоя распределены твердые частицы вытянутой формы с размерами 40–50 мкм, объемная доля которых увеличивается с увеличением процента легирования. Анализ результатов дюрометрических испытаний показал, что наибольшим уровнем микротвердости (800 HV) обладают наплавленные слои, полученные наплавкой никелевого сплава с добавлением 15 % аморфного бора. Микротвердость материала, сформированного наплавкой самофлюсующегося сплава без добавок, в среднем составляла 400 HV, легированного — 5 % аморфного бора — 450 HV, 10 % — 700 HV. По результатам испытаний на износостойкость было установлено, что максимальным

уровнем относительной износостойкости обладает материал, сформированный наплавкой порошковой смеси самофлюсующегося никелевого сплава и 15 % аморфного бора (рис.).

Стойкость этого материала практически в два раза превышает значение стойкости эталонного образца. Уровень износостойкости наплавленного слоя, легированного 10 % В, незначительно уступал образцам, легированным 15 % В, и на 40 % превышал уровень износостойкости эталонного образца.

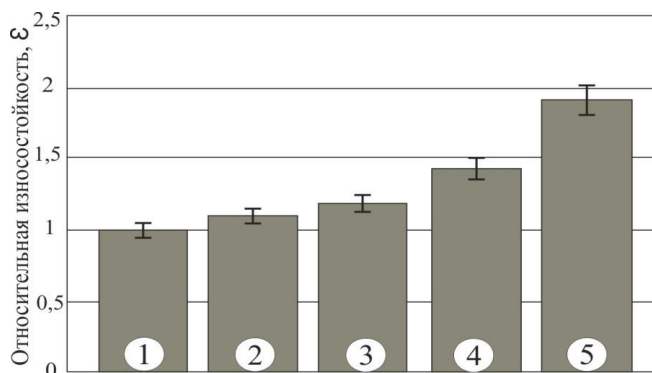


Рис. Относительная износостойкость материалов в условиях воздействия закрепленных абразивных частиц:

1 — эталон (сталь 12Х18Н9Т), 2 — ПН77Х15С3Р2, 3 — ПН77Х15С3Р2 + 5 % В, 4 — ПН77Х15С3Р2 + 10 % В, 5 — ПН77Х15С3Р2 + 15 % В

Таким образом, можно сделать вывод, что дополнительное введение аморфного бора в количестве 10–15 вес. % в порошковую насыпку на основе Ni–Cr–Si–В-сплава положительно сказывается на уровне микротвердости и износостойкости слоев, сформированных наплавкой электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Новосибирского государственного технического университета (проект С19–13).*

### Литература

1. Хасуи А. Мorigаки О. Наплавка и напыление. М. : Машиностроение, 1985. 240 с.
2. Голковский М. Г. Закалка и наплавка релятивистским электронным пучком вне вакуума. Германия : LAMBERT Academic Publishing, 2007. 325 с.

УДК 544.3

**Е. И. Корзунова, В. А. Шарапова\*, О. В. Пименова**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*kaf.mv@mail.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. А. Филиппов

## ТЕХНИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ СПОСОБНОСТИ СТАЛЕЙ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ УПРОЧНЕНИЮ

Предложен простой инженерный критерий оценки способности металлов и сплавов к деформационному упрочнению путем определения прироста твердости при измерении твердости по Роквеллу на дне лунки от шарообразного индентора, полученного на приборе Бринелля. На примере экспериментального применения «метода двух твердомеров» показано различие в способности к наклепу двух аустенитных марганцевых сталей. Метод позволяет оценить способность материалов к наклепу без изготовления специальных образцов и использования деформирующего оборудования.

*Ключевые слова:* метод оценки, способность к наклепу, твердость по Бринеллю и Роквеллу

**E. I. Korzunova, V. A. Sharapova, O. V. Pimenova**

## TECHNICAL CRITERION OF THE STEELS ABILITY TO STRAIN HARDENING

A simple engineering criterion is proposed for assessing the ability of metals and alloys to strain hardening by determining the increase in hardness when measuring Rockwell hardness at the bottom of a hole from a spherical indenter obtained on a Brinell device. On the example of the experimental application of the “method of two hardness testers”, the difference in the hardening ability of two austenitic manganese steels is shown. The method allows you to assess the ability of materials to harden without the manufacture of special samples and the use of deforming equipment.

*Key words:* evaluation method, hardenability, Brinell and Rockwell hardness

Не существует методически простого инженерного критерия оценки способности металла к наклепу без изготовления специальных образцов и использования специального деформирующего

оборудования. Тем не менее, последовательное применение двух стандартных приборов для измерения твердости по Бринеллю и Роквеллу позволяет в первом приближении относительно просто решить задачу оценки способности металла или сплава к деформационному наклепу.

Цель работы состояла в описании инженерного критерия оценки способности металлов и сплавов к деформационному упрочнению на примере использования метода двух твердомеров для сравнительной оценки к наклепу износостойких сталей на основе стабильного высокомарганцевого аустенита — 110Г13Л и метастабильной аустенитной хромомарганцевой стали — 60Г9Х4Л, механизмы деформационного упрочнения в которых хорошо изучены [1].

Половинки стандартных ударных образцов сталей 110Г13Л (1,25 % С, 12,55 % Мн, 0,2 % Cr, 0,055 % Р, 0,03 % S) и 60Г9Х4Л (0,63 % С, 9,45 % Мн, 3,92 % Cr, 0,042 % Р, 0,035 % S) после закалки в воду от 1050 °С стали 110Г13Л и от 1120 °С — стали 60Г9Х4Л имели полностью аустенитную структуру (температура Мн составляла < –196 °С для стали 110Г13Л и –40 °С стали 60Г9Х4Л, температура Мд для этой стали — 150–170 °С). Шлифованную боковую поверхность образцов использовали для нанесения отпечатков на прессе Бринелля шариком диаметром 10 мм при нагрузках 500, 1000, 2000 и 3000 кг и при тех же нагрузках шариком диаметром 5 мм. После этого на приборе Роквелла алмазным индентором при стандартной нагрузке 150 кг производили измерение твердости в центре дна лунок отпечатков, образовавшихся от внедрения шарообразных инденторов на прессе Бринелля. Отклонение от центра дна отпечатков составляло  $\pm 0,5$  мм. На дне каждого отпечатка проводили только одно измерение твердости по Роквеллу.

Способность к упрочнению сталей оценивали по разности значений твердости между деформированным образцом (на дне отпечатка на прессе Бринелля) и исходной твердости металла этого образца  $\Delta HRC = HRC_{\text{деф}} - HRC_0$ . График твердости по Роквеллу на дне отпечатков, полученных от шариков диаметром 10 мм и 5 мм на прессе Бринелля, представлен в зависимости от нагрузки на индентор для сталей 110Г13Л и 60 Г9Х4Л на рис., из которого видно, что кривые для обеих сталей и диаметров шариков имеют возрастающую зависимость от степени пластической деформации подобно кривым упрочнения при пластической деформации сжатием, что указывает на увеличение степени деформации на дне отпечатков по мере увеличения нагрузки на индентор [2; 3].



Характерно при этом, что отпечатки при всех нагрузках на образцах стали 60Г9Х4Л обнаруживают ферромагнитность при измерении ферритометром, в то время как аналогичные отпечатки на образцах стали 110Г13Л немагнитны. Этот факт однозначно указывает на появление  $\alpha$ -мартенсита при вдавливании шарообразных инденторов в поверхность метастабильной аустенитной стали 60Г9Х4Л, в которой превращение идет по схеме  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  [1] и на стабильность аустенита стали 110Г13Л при нагружении.

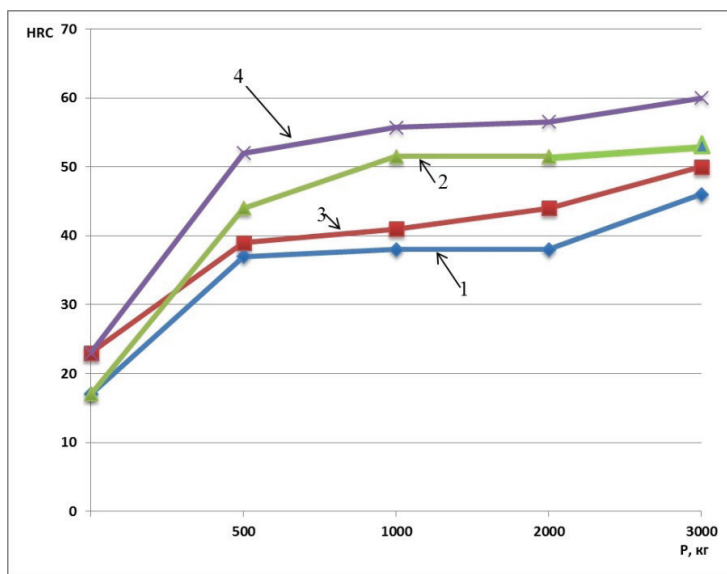


Рис. Зависимость твердости сталей 110Г13Л (1, 2) и 60Г9Х4Л (3, 4) от нагрузки на шарик диаметром 10 мм (1, 3) и 5 мм (2, 4)

В результате критерий упрочнения,  $\Delta HRC$ , после измерения твердости на дне отпечатка с нагрузкой 3000 кг для стали 110 Г13 Л составляет  $\Delta HRC = 46 - 18 = 26$ , а для стали 60Г9Х4Л —  $\Delta HRC = 60 - 22 = 38$ , Это сравнительно небольшое преимущество в упрочнении МАС 60Г9Х4Л, как и при средних степенях деформации при сжатии, можно объяснить ее метастабильностью и развитием  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  — превращения, т. к. содержание углерода в ней в твердом растворе вдвое меньше, чем у стали 110Г13Л.

Таким образом, использование предлагаемого технически просто-го критерия оценки способности стали к деформационному упрочнению путем определения прироста твердости при измерении по Рок-



веллу на дне лунки от шарообразного индентора прибора Бринелля позволяет объективно оценить способность металла к наклепу и без изготовления специальных образцов выбрать требуемые параметры деформационного упрочнения стали.

### **Литература**

1. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. М. : Metallurgy, 1988. 257 с.
2. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. М. : Metallurgy, 1983. 352 с.
3. Испытания металлов на износостойкость при трении / Л. Г. Коршунов [и др.] // В кн. Металловедение и термическая обработка стали. М. : Metallurgy, 1991. Т. 1. С. 387—413.

УДК 621.923

**Д. Н. Макеев, О. В. Захаров\***

Саратовский государственный технический университет, г. Саратов

\*zov20@mail.ru

## ТЕХНОЛОГИЯ НАНЕСЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Проектирование поверхностей заготовок с износостойкими покрытиями или восстановление их рабочих поверхностей являются актуальными задачами. Предлагается направленное формирование свойств интерметаллидных покрытий при наплавке. Для этого в традиционную схему наплавки вводится изолированная присадочная проволока. В результате микротвердость приповерхностного слоя изменяется в широких пределах от 28–32 до 45–55 HRC.

*Ключевые слова:* наплавка, интерметаллиды, покрытие, восстановление поверхности, технология

**D. N. Makeev, O. V. Zakharov**

## INTERMETALLIC COATING TECHNOLOGY

Designing the surfaces of workpieces with wear-resistant coatings or restoring their working surfaces is an urgent task. A directed formation of the properties of intermetallic coatings during surfacing is proposed. For this, an insulated filler wire is introduced into the traditional surfacing circuit. As a result, the microhardness of the near-surface layer varies over a wide range from 28–32 to 45–55 HRC.

*Key words:* surfacing, intermetallic compounds, coating, surface restoration, technology

**Н**анесение покрытий позволяет изменить технологию и использовать заготовки из недорогих материалов с более низкими физико-механическими характеристиками, а затем выполнять модификацию рабочих поверхностей высокопрочными легированными материалами. Наплавка, как один из методов модификации поверхности, дает возможность нанесения покрытий толщиной от 0,1 до 10 мм, тем самым позволяя восстанавливать наиболее дорогостоящие детали, например, детали автомобилей [1; 2]. Однако возникает целый ряд проблем, свя-

занных с дальнейшей обработкой таких деталей с неоднородной композиционной структурой. Во-первых, покрытия, как правило, требуют предварительной качественной подготовки основы детали, что приводит к удорожанию в целом [3; 4]. Во-вторых, традиционная обработка лезвийным инструментом затруднена в силу его малой стойкости, а абразивным инструментом — вызывает повышенную теплонапряженность процесса, что приводит к прижогам [5; 6].

В связи с этим требуется разработка новых подходов в проектировании конструкционных материалов и создании эффективных технологических методов их последующей обработки. Одним из таких подходов может стать модификация приповерхностных слоев деталей путем наплавки интерметаллидных покрытий. Это возможно с помощью введения изолированной присадочной проволоки в определенное место наплавочной ванны. В результате создаются условия отбора теплоты и, как следствие, уменьшение зоны термического влияния, снижение внутренних напряжений. Элементы присадочной проволоки легируют металл шва.

Для получения интерметаллидного покрытия использован способ нанесения покрытия при помощи наплавки под слоем флюса с дополнительной заземленной присадочной алюминиевой проволокой [7]. Наплавка проводилась основной наплавочной проволокой марки 30ХГСА и дополнительной марки AlMg<sub>3</sub>. На рис. 1 показана схема наплавки двумя проволоками, основной и присадочными (вид сбоку): 1 — основная проволока; 2 — присадочная проволока; 3 — деталь; 4 — флюс.

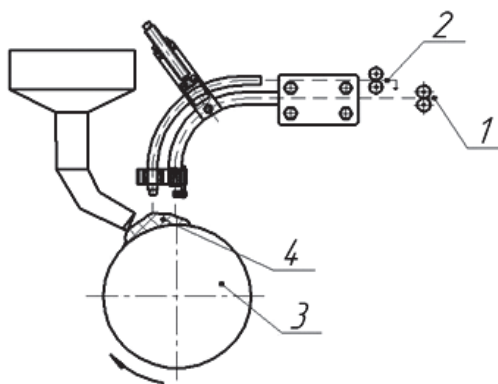


Рис. 1. Схема наплавки с присадочной проволокой

В результате полного факторного эксперимента получена зависимость микротвердости от процентного содержания присадочной проволоки  $n$  и силы тока  $I$ :

$$H_{\mu} = 17500 \cdot n^{0,2} \cdot I^{-0,38}. \quad (1)$$

На графике (рис. 2) представлено влияние указанных факторов на микротвердость наплавленной поверхности заготовки.

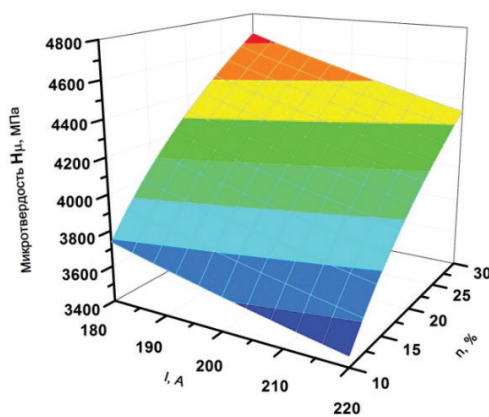


Рис. 2. Микротвердость наплавленной поверхности

При увеличении скорости подачи присадочной проволоки увеличивается процентное содержание присадочных элементов в наплавочной ванне, поэтому повышается микротвердость. При увеличении силы тока увеличивается температура наплавочной ванны, в результате чего легирующие вещества начинают испаряться, так как их температура плавления ниже температуры плавления стали. Это приводит к некоторому снижению микротвердости покрытий.

### Литература

1. Ковтунов А. И., Чермашенцева Т. В., Семистенов Д. А. Технология формирования износостойких покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 7. С. 12–14.
2. Захаров О. В. Бесцентровое шлифование конических поверхностей на станках с продольной подачей // Автоматизация и современные технологии. 2006. № 7. С. 14–16.
3. Захаров О. В. Наладка бесцентровых суперфинишных станков на основе численного моделирования и оптимизации // Вестник машиностроения. 2003. № 12. С. 48–50.

4. Захаров О. В. Управление точностью бесцентрового шлифования статистическими методами // Мехатроника, автоматизация, управление. 2009. № 9. С. 32–35.

5. Тепловые явления при внутреннем шлифовании с продольной подачей / П. М. Салов [и др.] // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2016. № 1. С. 42–47.

6. Коррозионная стойкость деталей из легированных сталей после магнитно-абразивной обработки / Л. М. Акулович [и др.] // Вестник Полоцкого государственного университета. 2018. № 11. С. 45–50.

7. Наплавочная головка: пат. 2494843 Рос. Федерация: МПК В 23 К9/04 / А. Н. Виноградов, Д. Н. Макеев, М. А. Лутахов; заявитель и патентообладатель СГТУ им. Ю. А. Гагарина; заявл. 11.04.2012, опубл. 10.10.2013.

УДК 669.255:620.193.4

**А. А. Орлов\*, Д. С. Савостин, А. А. Соловьёв**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва

\**lxg2094@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук С. В. Скворцова

## ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА Co—Cr—Mo

В работе исследовано влияние микрогеометрии поверхности на коррозионную стойкость сплава Co—Cr—Mo. Установлена взаимосвязь шероховатости поверхности с плотностью тока при исследовании образцов потенциодинамическим методом.

*Ключевые слова:* Co—Cr—Mo, микрогеометрия поверхности, анодные потенциодинамические кривые, коррозионная стойкость

**A. A. Orlov, D. S. Savostin, A. A. Solovlev**

## EFFECT OF SURFACE ROUGHNESS ON THE CORROSION RESISTANCE OF CO—CR—MO ALLOY

In this work, the influence of surface microgeometry on the corrosion resistance of Co—Cr—Mo alloy is investigated. The interconnection between surface roughness and current density in the study of samples by the potentiodynamic method is established.

*Keywords:* Co—Cr—Mo, surface microgeometry, anodic potentiodynamic curves, corrosion resistance

До настоящего времени вопрос об оптимальном выборе металлических материалов для изготовления имплантатов, в частности эндопротезов, остается открытым и вызывает принципиальные дискуссии как среди медицинских работников, так и среди разработчиков (технологов, материаловедов, конструкторов) и производителей.

Сплавы кобальт—хром (Co—Cr) считаются одними из наиболее подходящих металлических материалов для биомедицинских изделий, по-

тому что эти сплавы обладают довольно хорошей износостойкостью, имеют высокие механические свойства, достаточную коррозионную стойкость и биосовместимость [1; 2]. Однако выделение ионов хрома и кобальта в организм человека может вызвать осложнения из-за их токсичности [3–5].

В данной работе исследовалось влияние шероховатости поверхности на коррозионную стойкость сплава Co–Cr–Mo. Для это был выбран образец из Co–Cr–Mo, полированный механически,  $R_a = 0,03$  мкм, и образец из титанового сплава BT6, полированный механически,  $R_a = 0,06$  мкм.

Исследования коррозионных свойств образцов проводили потенциодинамическим методом в 0,9 % водном растворе NaCl при температуре  $37 \pm 1$  °C и скорости развертки потенциала 0,2 мВ/с. Коррозионную стойкость образцов оценивали путем сравнения стационарных потенциалов ( $E_{ст}$ ) и плотностей тока пассивного состояния ( $i_{пас}$ ). Стационарный потенциал образцов из сплава Co–Cr–Mo и BT6 полированном состоянии — отрицательный и составил –50 и –112 мВ соответственно. Ниже приведены анодные поляризационные кривые образцов из сплава Co–Cr–Mo и BT6, полированные механически. Их сравнение показывает, что плотность тока образца из сплава Co–Cr–Mo в интервале 0–600 мВ ниже, чем у образца из сплава BT6, следовательно, и коррозионная стойкость выше (рис.).

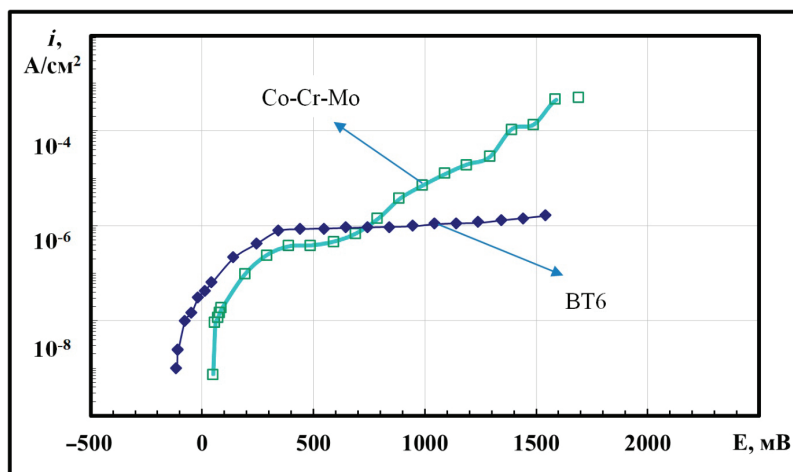


Рис. Анодные потенциодинамические кривые полированных образцов из сплавов Co–Cr–Mo и BT6, полученные в 0,9 % водном растворе NaCl при 37 °C

## Литература

1. Monograph C. Centre d'information du Cobalt. Brussels, Belgium, 1960. V. 185.
2. Belteridge W. COBALT AND ITS ALLOYS, by W. Belteridge, John Wiley & Sons, 1982. 159 p.
3. Sunderman Jr F. W. Carcinogenicity of metal alloys in orthopedic prostheses: Clinical and experimental studies // Fundamental and Applied Toxicology. 1989. V. 13. P. 205–216.
4. Cancer Risk After Metal on Metal and Polyethylene on Metal Total Hip Arthroplasty / T. Visuri [et al.] // Clinical Orthopaedics and Related Research. 1996. V 329. P. S280-S289.
5. Ingham E., Fisher J. Biological reactions to wear debris in total joint replacement // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H : Journal of Engineering in Medicine. 2000. V. 214. P. 21–37.



УДК 620.193.4

**И. Ю. Шубин<sup>1,2</sup>, Я. Ю. Никитин<sup>1,2\*</sup>**

<sup>1</sup> Московский государственный технический университет (национальный исследовательский университет), г. Москва

<sup>2</sup> Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов  
Государственный научный центр Российской Федерации, г. Москва

\**nikitinyj@viam.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук Ю. А. Пучков

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТИ-4 В ХЛОРИД- И СЕРОСОДРЕЖАЩИХ СРЕДАХ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В работе изучено поведение образцов жаропрочного интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 в среде NaCl, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl при температурах 600, 650 и 700 °С. Проанализированы данные по изменению внешнего состояния образцов, поверхностного слоя и изменению массы.

*Ключевые слова:* агрессивные среды, высокотемпературная коррозия, титановые сплавы, интерметаллидные сплавы

**I. Yu. Shubin, Ya. Yu. Nikitin**

## INVESTIGATION OF CORROSION BEHAVIOR OF INTERMETALLIC TITANIUM ALLOY VTI-4 IN CHLORIDE AND SULFUR-CONTAINING MEDIA AT ELEVATED TEMPERATURES

The paper studies the behavior of samples of heat-resistant intermetallic titanium alloy VTI-4 in NaCl, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl at temperatures of 600, 650 and 700 °C. The data on changes in the external state of the samples, the surface layer and the change in mass were analyzed.

*Keywords:* aggressive media, high temperature corrosion, titanium alloys, intermetallic alloys

**И**нтерметаллидные титановые сплавы являются одним из наиболее перспективных материалов в виду их высоких удельных проч-

ностных характеристик, рабочей температуры более 600 °С, стойкости к окислению и возгоранию. В будущем при изготовлении деталей газотурбинных двигателей (ГТД) нового поколения интерметаллидные титановые сплавы, вероятно, смогут частично или полностью заменить традиционные жаропрочные никелевые сплавы и стали. Однако необходимо отметить, что коррозионное поведение жаропрочных никелевых сплавов применительно к условиям эксплуатации ГТД, а именно стойкость к высокотемпературной солевой коррозии, изучена достаточно хорошо, в то время как по интерметаллидным титановым сплавам таких данных представлено достаточно мало. В связи с этим работа посвящена исследованию коррозионного поведения образцов интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 в хлорид- и серосодержащих средах при повышенных температурах.

Испытания образцов проводили в лабораторных условиях ускоренным циклическим методом. Один цикл испытаний включал в себя: нанесение на поверхность образцов солевой корки путем напыления водного раствора смеси солей 75 %  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  + 25 %  $\text{NaCl}$  или водного раствора 3,5 %  $\text{NaCl}$ , выдержку образцов при заданной температуре (600, 650 или 700 °С) в течение 1 часа в муфельной электропечи сопротивления с воздушной атмосферой, охлаждение на воздухе. Общая продолжительность испытаний — 30 циклов.

Установлено, что наибольшие значения скорости коррозии после 30 циклов испытаний наблюдаются в среде  $\text{NaCl}$  при температуре 700 °С и в среде  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  +  $\text{NaCl}$  при температурах 650 и 700 °С (табл. 1). При испытаниях среде  $\text{NaCl}$  и  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  +  $\text{NaCl}$  при температуре 600 °С значения скорости коррозии в 2–2,5 раза выше, чем при испытаниях на воздухе, в то время как скорость коррозии при температуре 650 °С в среде  $\text{NaCl}$  соответствует скорости окисления в воздушной среде.

Таблица 1

Результаты испытаний образцов сплава ВТИ-4 на стойкость к высокотемпературной солевой коррозии

Среда	Скорость коррозии при температуре*, г/(м <sup>2</sup> ·ч)		
	600 °С	650 °С	700 °С
$\text{NaCl}$	0,08	0,03	1,96
$\text{Na}_2\text{SO}_4$ + $\text{NaCl}$	0,06	0,41	0,30
Воздух	0,03	0,04	0,14

Примечание: \*приведены средние значения

После 30 циклов испытаний в среде NaCl при температуре 600 °C поверхность образцов приобрела темно-серый цвет с участками полупрозрачных белых отложений. При температуре 650 °C количество отложений на поверхности значительно увеличивается, приобретая более бежевый окрас. При температуре 700 °C поверхность образцов сплава ВТИ-4 практически полностью покрывается плотным шероховатым слоем отложений бежевого цвета. Поверхность образцов, испытанных в среде Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl при температуре 600 °C, преимущественно имеет темно-серый цвет, наблюдаются участки в виде разводов светло-серого цвета. Образцы после испытаний при температурах 650 и 700 °C также преимущественно имеют темно-серый цвет со светлыми участками и большое количество повреждений в виде язв, часть из которых заполнена отложениями белого цвета.

Толщину поврежденного слоя образцов определяли на поперечном микрошлифе при проведении металлографического анализа с использованием оптической микроскопии (табл. 2). Наибольшая глубина повреждения наблюдается в среде Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl при температурах 650 и 700 °C.

Таблица 2

Результаты измерения толщины поврежденного слоя образцов сплава ВТИ-4 после испытаний на стойкость к высокотемпературной солевой коррозии

Среда	Толщина поврежденного слоя*, мкм		
	600 °C	650 °C	700 °C
NaCl	15	15	80
Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> + NaCl	25	170	180
Воздух	—**	—**	—**

Примечание: \*приведены средние значения; \*\*выявить поврежденный слой с использованием оптической микроскопии не удалось.

Металлографический анализ (с использованием растровой электронной микроскопии) поверхностного слоя образцов после испытаний в среде NaCl и Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl при температурах 600, 650 и 700 °C показал, что во всех случаях коррозия протекает с различной скоростью на отдельных участках (имеет неравномерный характер). При температурах 650 и 700 °C в среде Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl коррозия имеет выраженный язвенный характер. Поврежденный слой на образцах после испыта-

ний в среде  $\text{NaCl}$  и  $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{NaCl}$  при температурах 650 и 700 °С имеет слоистую структуру. Во всех случаях в поврежденном слое наблюдаются поры и несплошности. При анализе образцов, испытанных в воздушной среде при температуре 600 °С, изменения поверхностного слоя не выявлены, однако в остальных случаях были обнаружены небольшой поврежденный несплошный слой, схожий по цвету со сплавом (при температуре 650 °С), и неравномерный слой, имеющий темный оттенок, отличный от сплава (при температуре 700 °С).

Проведенный электронно-зондовый анализ выявил большое количество кислорода в поврежденных слоях при испытаниях в среде  $\text{NaCl}$ , в среде  $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{NaCl}$  (при температурах 650 и 700 °С) и в воздушной среде (при 700 °С), что является косвенным признаком наличия оксидов основных компонентов сплава ( $\text{Ti}$ ,  $\text{Nb}$ ,  $\text{Al}$ ).

УДК 621.791.92

**О. Э. Матц \*, М. В. Рашковец**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

\**o.matts@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. А. Батаев

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ti–Al–Mn

Целью работы является расширение области применения титанового сплава путем модифицирования поверхностного слоя переходными элементами, что позволяет стабилизировать кубическую структуру  $TiAl_3$ . В качестве легирующих элементов выбраны: Al и Mn. Применение вневакуумной электронно-лучевой наплавки способствует формированию качественных слоев на поверхности титана. При этом твердость покрытий в 5,5 раз выше твердости титанового сплава.

*Ключевые слова:* титантриалюминид титана, поверхностный слой, титановый сплав, электронный луч, интерметаллиды

**O. E. Matts, M. V. Rashkovets**

## STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Ti–Al–Mn COATINGS

The idea is to extend the application area of the titanium modifying its surface layer with Al and Mn that stabilizes the cubic structure of  $TiAl_3$ . Non-vacuum electron beam treatment leads to the formation of quality layers. Hardness of the coatings is 5,5 times higher than the titanium alloy one.

*Key words:* titanium trialuminide, surface layer, titanium alloy, electron beam, intermetallics

В современном машиностроении активно применяются сплавы алюминия. Одними из перспективных материалов являются алюминиды титана:  $TiAl$ ,  $Ti_3Al$ ,  $TiAl_3$ . Следует отметить, что в литературе часто обсуждаются сплавы на основе  $TiAl$  или  $Ti_3Al$  либо композиты

TiAl и  $Ti_3Al$  [1]. Тем не менее, крайне редко публикуются научные работы по исследованию триалюминид титана ( $TiAl_3$ ) [2]. Это связано с низким уровнем трещиностойкости интерметаллида при комнатной температуре. В литературе имеются данные, что термодинамически выгодной морфологией является низкосимметричная тетрагональная кристаллическая решетка  $TiAl_3$  [3]. Для трансформации тетрагональной решетки в более симметричную — кубическую — необходимо легировать триалюминид титана переходными химическими элементами, такими как Cr, Fe, Ni, Mn и др. [4].

В работе предлагается сформировать защитные композиционные интерметаллидные покрытия на поверхности титанового сплава с целью расширения области его применения, что будет обусловлено повышенным уровнем механических свойств и стойкости к окислению из-за относительно высокого содержания алюминия в  $TiAl_3$ . Среди известных высокоэнергетических технологий получения защитных металлических слоев часто обсуждается лазерная обработка и электронно-лучевая наплавка. Следует отметить, что применение электронных пучков имеет ряд преимуществ, таких как относительно высокий КПД, возможность обрабатывать подложки на воздухе и др.

В качестве исходных материалов были выбраны основы из титанового сплава ВТ1–0, порошковые смеси состояли из 25 ат. % Ti, 63 ат. % Al, 12 ат. % Mn. Для защиты металлических порошков от окисления использовался флюс — LiF, вес которого составил 50 % от общего веса порошковой насыпки.

Исследование структуры и элементного состава показало, что сформировался защитный слой толщиной ( $h$ ) 1,9 мм. В покрытиях обнаружены микропоры. Элементный анализ позволил определить, что состав покрытий соответствует области гомогенности кубического триалюминид титана — 31 ат. % Ti, 60 ат. % Al, 6 ат. % Mn, что соответствует спектру № 2 на рис. 1.

При исследовании механических свойств выявлено, что легирование поверхности титанового сплава алюминием и марганцем позволяет повысить микротвердость поверхностного слоя в 5,5 раз относительно материала основы (рис. 2). Кроме того, при индентировании покрытий с нагрузкой на индентор 50 Н не было обнаружено трещин, что позволяет говорить о некотором уровне трещиностойкости, в то время как трещиностойкость тетрагонального триалюминид титана близка к 0.

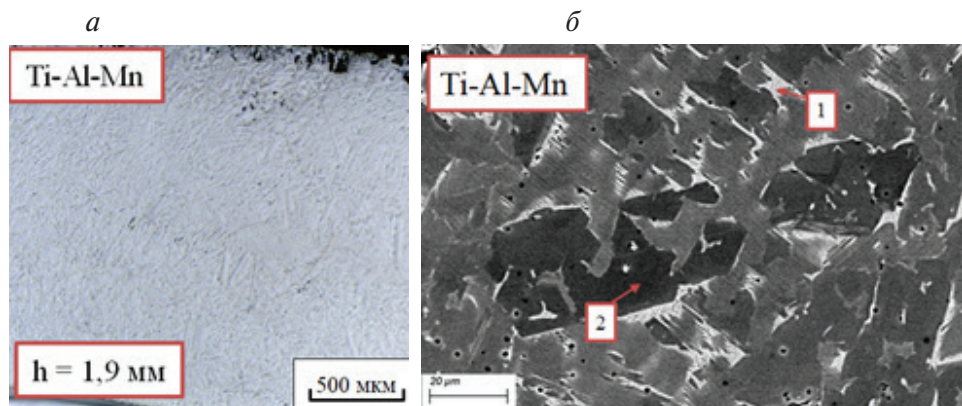


Рис. 1. Микроструктура покрытия Ti–Al–Mn, сформированного при высокоэнергетической обработке титанового сплава BT1–0:

*a* — общий вид; *б* — при увеличении

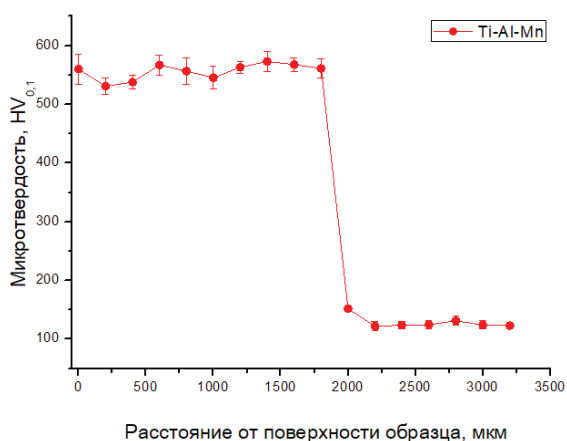


Рис. 2. Распределение микротвердости по поперечному сечению покрытий Ti–Al–Mn

В результате проведенного исследования установлено, что технология электронно-лучевой наплавки позволяет варьировать режимы обработки для получения целевого состава покрытий. Кроме того, качество и свойства получаемых покрытий характеризуются относительно высоким уровнем свойств. Планом дальнейших исследований является проведение фазового анализа, оценка жаростойкости и трещиностойкости покрытий при больших нагрузках на индентор.

## Литература

1. Imayev R. M., Imayev V. M. Superplasticity of titanium aluminides // Письма о материалах. 2015. Т. 5, № 3. С. 253–257.
2. Forwood C. T., Gibson M. A. Interfacial Dislocations and Ductility in L12 Titanium Trialuminides // Materials Science Forum. 1995. V. 189–190. P. 353–360.
3. Morris D. G., Morris M. A., Leboeuf M. Fracture of a manganese-modified titanium trialuminide alloy // Acta Metallurgica et Materialia. 1993. V. 41, № 7. P. 2077–2090.
4. Brandt C., Inal O. T. Mechanical properties of Cr, Mn, Fe, Co, and Ni modified titanium trialuminides // Journal of Materials Science. 2002. V. 37, № 20. P. 4399–4403.



УДК 669.15-194.3

**Д. С. Савостин<sup>\*</sup>, А. С. Соловьёв**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва

*\*denis.savostin2012@yandex.ru*

## МАГНИТНО-МЯГКИЕ ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С ДОБАВКАМИ РЗМ

Рассмотрены пленки на основе железа с добавками редкоземельных элементов, в частности, структура и магнитные свойства. Был сделан вывод о возможности применения данных материалов в современной электронике.

*Ключевые слова:* магнитно-мягкие материалы, железо, РЗМ, редкоземельные металлы, пленки на основе железа

**D. S. Savostin, A. S. Solovyov**

## MAGNETIC-SOFT FILMS BASED ON IRON WITH ADDITIVES OF REM

Films based on iron with additives of rare-earth elements, in particular, structure and magnetic properties, were considered. It was concluded that these materials can be used in modern electronics.

*Key words:* soft magnetic materials, iron, REM, rare-earth metals, iron-based films

**П**ленки из магнитно-мягких сплавов используются для производства миниатюрных датчиков магнитного поля. Высокочувствительные датчики слабых магнитных полей применяются в качестве магнитных сердечников записывающих головок во многих современных электронных приборах (в частности, в устройствах для высокочастотной магнитной записи высокой плотности и в записывающих устройствах). Материалы, используемые для создания таких сердечников, должны обладать уникальной комбинацией магнитных, электрических, механических и технологических свойств, а именно высокой индукцией насыщения (вплоть до 2 Т) в сочетании с низкой коэрцитивной силой ( $< 0,1$  Э) и высокой магнитной проницаемостью (более 1000) на частоте до 100 МГц, а также высоким удельным

электрическим сопротивлением ( $\sim 200 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ). Немаловажными факторами также являются высокая износостойкость и термостойкость (до  $600 \text{ C}^\circ$ ) и технологичность в условиях технологии производства пленки [1].

Использование железа или богатых железом сплавов позволяет получить максимально возможную намагниченность, поскольку железо имеет максимальный магнитный момент на атом ( $2,22 \text{ мкТл}$ ) [1].

Одними из наиболее перспективных и интересных для изучения материалов на данный момент являются магнитно-мягкие пленки, основой которых является железо с добавками редкоземельных металлов (РЗМ). В частности, в работе [2] имеются данные о пленках состава  $\text{Fe-M-O}$  (где  $\text{M}$  = редкоземельный металл). Пленки  $\text{Fe-M-O}$  толщиной  $2\text{--}3 \text{ мкм}$  наносились на косвенно охлаждаемые водой стеклянные подложки методом высокочастотного реактивного распыления в смешанной атмосфере чистого аргона и кислорода. Так, у пленок состава  $\text{Fe}_{46-88}\text{Hf}_{2-22}\text{O}_{7-41}$  было получено четыре вида структуры: фаза на основе ОЦК-железа, смесь из ОЦК и аморфной фазы, аморфная фаза и фазы на основе оксидов. При этом магнитно-мягкие свойства наблюдаются только в случае наличия смешанной ОЦК и аморфной фазы. Этим условиям удовлетворяют пленки состава  $\text{Fe}_{55}\text{Hf}_{11}\text{O}_{34}$  и  $\text{Fe}_{49}\text{Hf}_{16}\text{O}_{35}$ , структура которых представлена в виде кристаллов ОЦК-железа диаметром не более  $10 \text{ нм}$ , окруженных аморфной фазой. Необходимо отметить, что намагниченность и коэрцитивная сила в пленках системы  $\text{Fe-Hf-O}$  уменьшается с увеличением содержания  $\text{Hf}$  и  $\text{O}$ , достигая минимума при  $10\text{--}15 \text{ ат. \% Hf}$ .

Также имеются данные о пленках состава  $\text{Fe}_{64}\text{Nb}_{12}\text{O}_{24}$ ,  $\text{Fe}_{68}\text{Y}_{22}\text{O}_{10}$  и  $\text{Fe}_{67}\text{Dy}_7\text{O}_2$ , структура которых состоит смеси ОЦК-железа и аморфной фазы. При этом намагниченность пленок превышает  $0,9 \text{ Тл}$ , коэрцитивная сила находится ниже значения  $400 \text{ А/м}$ , а электрическое сопротивление — выше  $4 \text{ м}\Omega/\text{м}$ .

Можно видеть, что пленки из магнитно-мягких материалов на основе железа, содержащие в своем составе РЗМ, обладают магнитными свойствами, которые удовлетворяют требованиям современной электроники. Подобный результат говорит о возможности применения данных материалов в электронных приборах и дает почву для дальнейших исследований в этой области.

### **Литература**

1. Sheftel' E. N., Bannykh O. A. Nanocrystalline films of soft magnetic iron-based alloys // Russian Metallurgy (Metally). 2006. Т. 2006, № 5. С. 394–399.
2. High resistive nanocrystalline Fe–MO (M = Hf, Zr, rare-earth metals) soft magnetic films for high-frequency applications / Y. Hayakawa [et al.] // Journal of applied physics. 1997. Т. 81, № 8. С. 3747–3752.
3. Phase Diagrams of Binary and Multicomponent Iron-Base Systems / O. A. Bannykh [et al.] // Metallurgiya. Moscow, 1986.

УДК 53.097

**И. А. Комиссарова<sup>1, 2 \*</sup>, К. А. Осинцев<sup>1</sup>, С. В. Коновалов<sup>1</sup>, С. В. Воронин<sup>1</sup>,  
М. А. Епифанцев<sup>1</sup>, Ю. В. Никитина<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Самарский национальный исследовательский университет, г. Самара

<sup>2</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

\**i.r.i.ss@yandex.ru*

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

В работе исследовано влияние электрического потенциала на механические свойства технически чистого титана марки ВТ1–0. Установлено, что в интервале от 0 до 0,1 В микротвердость увеличивается до 11 % по сравнению с исходным состоянием. Модуль упругости достигает максимального значения при 1 В, превышающего в  $\approx 3$  раза значение в исходном состоянии.

*Ключевые слова:* электрический потенциал, микротвердость, модуль упругости, титан, механические свойства

**I. A. Komissarova, K. A. Osintsev, S. V. Konovalov, S. V. Voronin,  
M. A. Epifantsev, Yu. V. Nikitina**

## INFLUENCE OF ELECTRICAL POTENTIAL ON MECHANICAL PROPERTIES OF COMMERCIALLY PURE TITANIUM

The influence of the electric potential on the mechanical properties of commercially pure titanium was studied. At the range from 0 to 0.1 V microhardness increases to 11 %, compared with the initial state. The elastic modulus reaches a maximum value at 1 V, exceeding  $\approx 3$  times the initial value.

*Key words:* electric potential, microhardness, elastic modulus, titanium, mechanical properties

Электрическое поле, токи и потенциалы различной величины, воздействуя на металл как при процессах термической обработки [1], так и при комнатной температуре [2], способны изменять его

структуру и пластические свойства. Электрический потенциал, создаваемый как источниками питания постоянного тока, так и при соединении двух разнородных металлов друг к другу, способен изменять их микротвердость, скорость ползучести, а также остаточное напряжение и дислокационную субструктуру [3–6].

Таким образом, воздействие электрическими потенциалами и токами приводит к изменению физических и механических свойств, однако это влияние изучено на ограниченном количестве материалов. В связи с этим целью работы является исследование влияния электрического потенциала на механические свойства ранее не изученного технически чистого титана.

Для исследования был выбран технически чистый титан марки ВТ1–0, имеющий следующий химический состав: С, 0,07 %, Fe, 0,3 %, Si, 0,1 %, O, 0,2 %, N, 0,04 %, H, 0,01 %, Ti — остальное. Образцы были вырезаны из листа титана по следующим размерам 50×10×5 мм. Поверхность образцов была приготовлена с помощью шлифования на шлифовальной бумаге различной зернистости и полировкой.

Для создания электрического контакта образец приклеивался проводящим клеем “Kontaktol” с удельным сопротивлением  $\rho = 1,5 \text{ Ом} \times \text{мм}^2$  к одностороннему фольгированному медью стеклотекстолиту FR4. Стеклотекстолитовая подложка была соединена с источником питания медным экранированным проводом диаметром 2,5 мм и длиной 1 м и служила изолирующим от предметного столика микротвердомера материалом. Соединение медного провода со стеклотекстолитовой подложкой было произведено пайкой.

В качестве механических свойств в работе были исследованы микротвердость и модуль упругости. Микротвердость измерялась с помощью микротвердомера HV-1000 с алмазной пирамидкой, квадратным основанием и углом при вершине  $136^\circ$ . Величина нагрузки на индентор составляла 0,1 Н, время нагрузки — 10 с. Для подачи электрического потенциала образцы подключались к положительному полюсу программируемого источника питания Rigol DP811, второй полюс источника заземлялся. Измерения микротвердости проводились в интервале от 0 до 1 В с шагом 0,05 В. Эта же схема подключения применялась при измерении модуля упругости. Модуль упругости титана ВТ1–0 был исследован с помощью Наноскана 3D, измерения производились в интервале от 0 до 1 В с шагом 0,1 В.

В результате исследований микротвердости было установлено, что значение микротвердости без воздействия электрическим потенциа-

лом равно  $180,28 \pm 5,24$  HV. С приложением электрического потенциала 0,01 В микротвердость незначительно увеличилась и стала равна  $183,51 \pm 3,09$  HV. Дальнейшее увеличение значения подключаемого электрического потенциала привело к росту микротвердости до значения  $195,78 \pm 3,51$  HV при подключении электрического потенциала 0,55 В. От 0,55 до 0,75 В наблюдается уменьшение микротвердости до минимального на данном отрезке значения  $186,9 \pm 2,90$  HV. Затем при 0,8 В и 0,85 В микротвердость вновь возросла до  $\approx 196$  HV. При 0,9 В уменьшилась до  $190,13 \pm 2,31$  HV и увеличилась до  $202,21 \pm 5$  HV при 1 В. Исходя из полученных результатов можно заключить, что электрический потенциал незначительно повышает поверхностное сопротивление внедрению до  $\approx 11\%$ . Результаты измерения модуля упругости показали, что исходное значение модуля упругости равно  $109,85 \pm 8$  ГПа, что соответствует значению модуля упругости титана из справочной литературы (104 ГПа) [7]. Подключение электрического потенциала различной величины вызывает монотонное увеличение модуля упругости, достигающего максимального значения при 1 В, равного  $329,09 \pm 30$  ГПа, что в  $\approx 3$  раза больше исходного модуля упругости.

Таким образом, подключение электрического потенциала к образцам технического титана приводит к изменению его механических свойств.

*Исследование выполнено по гранте при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19–32–50036.*

### Литература

1. On the electrostatic potential assisted nucleation and growth of precipitates in Al-Cu alloy / S. Fu [et al.] // Scr. Mater. Acta Materialia Inc. 2018. Vol. 150. P. 13–17.
2. Rahnama A., Qin R. Room temperature texturing of austenite / ferrite steel by electropulsing // Sci. Rep. Nature Publishing Group. 2017. Vol. 7. P. 1–6.
3. On the effect of electric potential on resistance of metals' surface to microindentation / V. I. Danilov [и др.] // J. Surf. Investig. 2010. Vol. 4, № 1. P. 157–161.
4. Change in Plasticity of Copper under Weak Electrical Potentials / K. Sergey [et al.] // IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 2019. Vol. 472, № 1. P. 012011.
5. Dislocation substructure evolution on Al creep under the action of the weak electric potential / V. E. Gromov [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 527, № 3. P. 858–861.
6. Effect of the electric potential of the aluminum surface on stress relaxation / S. A. Nevskii [et al.] // Tech. Phys. 2011. Vol. 56, № 6. P. 877–880.
7. Titanium alloys in total joint replacement — A materials science perspective / M. Long [et al.] // Biomaterials. 1998. Vol. 19, № 18. P. 1621–1639.

УДК 666.3-121

**П. В. Андреев<sup>1\*</sup>, Л. С. Алексеева<sup>2</sup>, П. Д. Дрожилкин<sup>2</sup>, К. Е. Сметанина<sup>2</sup>,  
К. О. Каразанов<sup>2</sup>, М. С. Болдин<sup>2</sup>, С. С. Балабанов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Институт химии высокочистых веществ им. Г. Г. Девярых (РАН),  
г. Нижний Новгород

<sup>2</sup> Нижегородский государственный университет, г. Нижний Новгород

\*andreev@ihps.innov.ru

## ПЛАКИРОВАНИЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ ИТТРИЙ-АЛЮМИНИЕВЫМ ГРАНАТОМ

Для плакирования наночастиц нитрида кремния были рассмотрены метод соосаждения, метод Печини (с добавлением лимонной кислоты) и осаждение в желатиновой матрице. Полученные порошки были исследованы методами рентгенофазового анализа и растровой электронной микроскопии, определен качественный состав проб, изучено влияние метода синтеза на формирование фазы граната и характер покрытия.

*Ключевые слова:* керамика, нитрид кремния, иттрий-алюминиевый гранат, наночастица, ядро-оболочка

**P. V. Andreev, L. S. Alekseeva, P. D. Drozhilkin, K. E. Smetanina,  
K. O. Karazanov, M. S. Boldin, S. S. Balabanov**

## COATING OF SILICON NITRIDE WITH YTTRIUM-ALUMINUM GARNET

For the plating of silicon nitride nanoparticles, the Pechini method (with the addition of citric acid) and synthesis with a gelatin were proposed. The obtained powders were investigated by the methods of X-ray phase analysis and scanning electron microscopy, qualitative composition of samples was determined, the influence of the synthesis method on garnet phase formation and coating character was studied.

*Key words:* ceramics, silicon nitride, yttrium-aluminum garnet, nanoparticle, core-shell

**О**дин из современных методов создания тугоплавких керамических нанокомпозитов на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$  заключается в нанесении

ультратонких покрытий легкоплавких оксидов на порошки нитрида кремния различной дисперсности и последующем их компактировании методом искрового плазменного спекания.

Разработка технологии плакирования нанопорошков ультратонкими (в пределах нанотолщинными) слоями оксидов требует оптимизации режимов осаждения, в том числе и решения проблемы предварительной де-агломерации  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Предварительные исследования показали, что в качестве первого рассматриваемого технологического процесса успешно может выступать метод осаждения [1, 2], в основе которого лежит технологическая операция осаждения из растворов  $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$  и  $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$  слоев иттрий-алюминиевого граната (YAG) на поверхность частиц нитрида кремния, находящихся при повышенной температуре во взвешенном состоянии в растворе нитратов. К полученной смеси при постоянном перемешивании по каплям добавляли водный раствор аммиака до  $\text{pH} = 8$ . Полученный гель высушивали при  $80^\circ\text{C}$ .

Исследуемые порошковые композиции также были получены методом Печини (с добавлением лимонной кислоты) и осаждением в желатиновой матрице.

Метод Печини состоял в том, что к смеси растворов исходных реагентов (тех же, что и в методе соосаждения) и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  добавляли раствор лимонной кислоты (ЛК) в таком количестве, чтобы соотношение ЛК к суммарному содержанию нитрат-ионов было 1 к 1. Полученную смесь высушивали при постоянном перемешивании до состояния густого геля.

В случае синтеза с желатином раствор исходных реагентов и  $\text{Si}_3\text{N}_4$  нагревали до  $80^\circ\text{C}$  при постоянном перемешивании. К горячему раствору добавляли желатин (из расчета  $\sim 2$  г на 1 г конечного продукта) и выдерживали при этой температуре 2 ч с непрерывным перемешиванием. Полученный раствор охлаждали до  $4^\circ\text{C}$  — до образования геля, который разрезали на кусочки размером 3–5 мм, заливали водным раствором аммиака и выдерживали в течение 24 ч при  $4^\circ\text{C}$ . После этого гель промывали холодной водой, затем этанолом и высушивали при  $100^\circ\text{C}$  в течение 8 ч.

Полученные в результате синтезов промежуточные продукты отжигали постадийно в течение 2–8 ч при температурах 300, 500, 800,  $1000^\circ\text{C}$  с диспергированием в агатовой ступке между стадиями.

Рентгенодифракционные эксперименты проводились на порошковом дифрактометре “Shimadzu XRD-7000” ( $\text{CuK}\alpha$ ,  $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ ) в ди-



апазоне углов  $2\theta$  10–80 °С шагом сканирования 0,04° и временем экспозиции 1 с. Рентгенодифракционные исследования проводились для всех образцов после отжига при 500 и 1000 °С.

Избранные участки дифрактограмм представлены на рис. Определено, что после первого этапа отжига фаза YAG не сформировалась. Также было показано, что используемый нитрид кремния является двухфазным ( $\alpha + \beta$ ) порошком. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) нитрида кремния по методу Шеррера составил около 35 нм.

После второго этапа отжига на дифрактограмме были идентифицированы кристаллические фазы иттрий-алюминиевого граната. Размер ОКР этой фазы оценить не удалось ввиду малой ее концентрации. Также была обнаружена смешанная фаза  $Y_2SiAlO_5N$ .

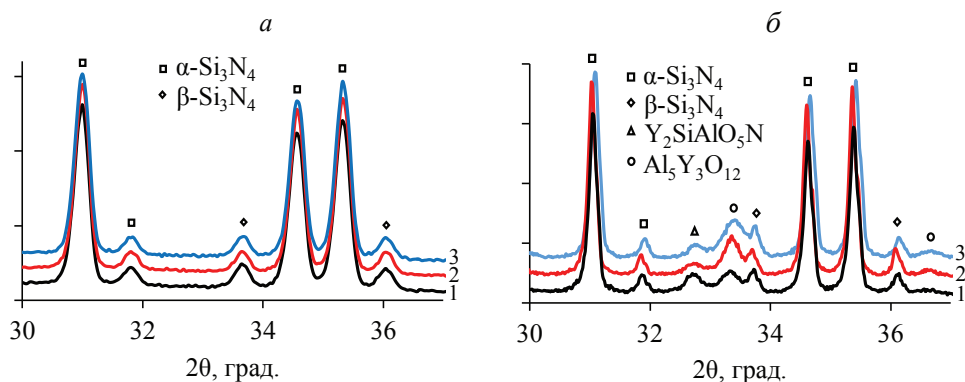


Рис. Дифрактограммы системы  $Si_3N_4$ –YAG, синтезированной методом соосаждения (1), с ЛК (2), с желатином (3):

*а* — после первого этапа отжига (при 500 °С в течение 6 ч);

*б* — после второго этапа (при 1000 °С в течение 8 ч)

Исследования микроструктуры полученных образцов были выполнены на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490. По данным электронной микроскопии порошки представляют собой частицы нитрида кремния размером около 1 мкм, покрытые наноразмерным слоем YAG. Качественных отличий порошков, полученных различными методами, не выявлено.

*Исследование выполнено по гранту при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19–33–60084.*

### Литература

1. Spark Plasma Sintering of fine-grained ceramic-metal composites based on garnet-structure oxide  $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$  for inert matrix fuel / L. S. Golovkina [et al.] // Mater. Chem. Phys. 2018. № 214. P. 516–526.
2. Spark Plasma Sintering of fine-grained ceramic-metal composites YAG: Nd- (W, Mo) based on garnet-structure oxide  $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$  for inert matrix fuel / L. S. Golovkina [et al.] // J. Nucl. Mater. 2018. № 511. P. 109–121.

УДК 621.9

**О. С. Петухова, Е. Д. Гуркина, Е. А. Смирнова**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва

*faculty1@mail.ru* (почта организации)

Научный руководитель — канд. техн. наук Т. Г. Ягудин

## СУЩНОСТЬ ПРОЦЕССА ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

В работе показано, что поверхностное пластическое деформирование (ППД) глубокого отверстия относится к процессу окончательной его обработки. За счет этого сглаживаются неровности поверхностного слоя и достигается низкая шероховатость ( $Ra = 0,32-0,08$  мкм), происходит изменение размера отверстия и шероховатости (размерно-чистовая обработка) или создается необходимое напряженное состояние и упрочнение металла поверхностного слоя (упрочняющая обработка). Этим методом обрабатываются глубокие отверстия в деталях из чугунов, сталей, в том числе закаленных

*Ключевые слова:* деформирование, микротвердость, шероховатость, остаточные напряжения

**O. S. Petukhova, E. D. Gurkina, E. A. Smirnova**

## SUMMARY OF THE SURFACE PROCESSING PROCESS PLASTIC DEFORMATION

The paper shows that the surface plastic deformation of a deep hole refers to the process of its final processing. Due to this, the roughnesses of the surface layer are smoothed out and a low roughness is achieved, the hole size and roughness change (size finishing), or the necessary stress state and hardening of the metal of the surface layer are created (hardening treatment). This method processes deep holes in parts made of cast iron, steels, including hardened

*Keywords:* deformation, microhardness, roughness, residual stresses

Для обработки глубоких отверстий методом ППД применяются роликовые и шариковые раскатки, дорны из композиционных материалов, а также алмазные выглаживатели и другие инструменты, работающие по различным схемам.

Сопоставление этих схем позволяет отметить, что при равных условиях работы роликовых и шариковых раскаток меньшая шероховатость поверхности достигается первой за счет сглаживающего действия роликов, которые контактируют с обрабатываемой поверхностью на большей длине, чем шарики. Поэтому и производительность при обработке роликовыми раскатками значительно выше, чем шариковыми. Однако при прочих равных условиях для достижения требуемой шероховатости за счет одинаковой по величине остаточной пластической деформации к роликовым раскаткам необходимо приложить более значительные по величине усилия, чем к шариковым. Для интенсивного пластического деформирования и создания на обработанной поверхности наибольших остаточных напряжений сжатия необходимо применять дорнование, при котором вдоль контактной площадки, образованной местным сжатием под нормальной нагрузкой, действует сдвигающая сила.

Для обеспечения определенной шероховатости или специальных свойств (упрочнение) обработку глубоких отверстий необходимо проводить инструментами упругого действия. Использование этого вида инструмента позволяет получать равномерное усилие раскатывания по всей длине обрабатываемой поверхности, что создает условие плавного ведения процесса обработки независимо от точности и формы заготовки и правильности ее установки на станке. Для калибровки, отделки и упрочнения необходимо применять жесткие инструменты, которые позволяют обеспечить как частичное исправление геометрической формы исходной поверхности, так и повышение точности размера.

Основными параметрами режима обработки являются усилие раскатывания и подача (при дорновании). Скорость раскатывания и число проходов не оказывают существенного влияния на показатели процесса и шероховатость поверхности, поэтому необходимо подбирать режимы обработки (усилие и подачу) так, чтобы процесс был осуществлен за один проход.

На шероховатость обработанной поверхности, степень и глубину наклепа, величину остаточных напряжений, возникающих в поверхностном слое металла, оказывают основное влияние усилие и подача рассматриваемых методов ППД. При этом величина подачи обычно колеблется (в зависимости от метода) от 0,07–2,5 мм/об, до 0,09 м/с при дорновании и выбирается в зависимости от исходной и требуемой

шероховатости, радиуса деформирующего элемента, их количества и числа проходов. С уменьшением величины подачи шероховатость поверхности снижается, однако чрезмерное ее понижение (по сравнению с рекомендуемым) может привести к увеличению кратности приложения нагрузки и, как следствие, к перенаклепу, который обычно проявляется в шелушении поверхности, отслаивании частиц металла.

Для обработки глубоких отверстий в чугунных деталях применяются роликовые раскатки. Обработка глубоких отверстий ППД как размерно-чистовая одновременно с уменьшением шероховатости упрочняет поверхность, исправляет ее форму и повышает точность размеров. При этом, например, точность, достигаемая при обработке глубоких отверстий, определяется из формулы [1]:

$$K_p = 2 K (1/J_3 + 1/J_{\text{и}}) = \delta/\delta_3,$$

где  $\delta$  — допуск на изготовление отверстия, мм;  $\delta_3$  — допуск на изготовление заготовки, мм;  $K = P/\delta_1$  — коэффициент;  $P$  — усилие раскатывания, Н;  $\delta_1$  — натяг, мм;  $J_3$  — жесткость заготовки, Н/мм;  $J_{\text{и}}$  — жесткость инструмента, Н/мм. Тогда искомая точность после раскатки —  $\delta = K_p \cdot \delta_3$ . При этом коэффициент уточнения  $K_p$  при обработке жестким инструментом колеблется в пределах 0,6–0,7, а упругим —  $K_p = 0,75$ –1,0, т. е. наличие упругого элемента снижает точностные возможности процесса.

Чистовая обработка ППД, например, закаленных сталей (HRC 48–62) позволяет снизить шероховатость обработанной поверхности с  $R_a = 1,25$  мкм до  $R_a = 0,16$ –0,08 мкм. При этом глубина упрочненного слоя достигает 0,6–0,9 мм, в поверхностном слое создаются остаточные напряжения сжатия, которые повышают предел выносливости обработанной детали на 30–40 % [2].

### Литература

1. Караваева Д. Н., Пучков В. П. Повышение стойкости рабочих элементов разделительных штампов // Технические науки — от теории к практике. 2012. № 10. С. 53–65.
2. Разумов М. С., Зубков Н. С., Афанасьева Л. Е. Влияние алмазного выглаживания на структуру и свойства наплавленного металла в зоне лазерного воздействия // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 12. С. 40–43.

УДК 546.82

**Д. А. Гудзь<sup>1\*</sup>, П. В. Андреев<sup>1,2</sup>, К. Е. Сметанина<sup>1</sup>**<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет, г. Нижний Новгород<sup>2</sup> Институт химии высокочистых веществ им. Г. Г. Девярых (РАН),  
г. Нижний Новгород<sup>\*</sup>*gudzik98@gmail.com*

## ВЛИЯНИЕ ПОДГОТОВКИ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ПСЕВДО- $\alpha$ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА РЕЗУЛЬТАТЫ РЕНТГЕНОФАЗОВОГО АНАЛИЗА

Методом рентгеновского дифракционного анализа были исследованы образцы псевдо- $\alpha$  титановых сплавов ПТЗВ и ПТ7М, поверхность которых была подготовлена методом механической полировки алмазными пастами различной дисперсности и электрохимической полировки.

*Ключевые слова:* псевдо- $\alpha$  титановые сплавы, обработка поверхности, рентгеновский фазовый анализ

**D. A. Gudz, P. V. Andreev, K. E. Smetanina**

## INFLUENCE OF NEAR-ALPHA TITANIUM ALLOY SAMPLE SURFACE PREPARATION ON THE RESULTS OF X-RAY POWDER DIFFRACTION ANALYSIS

Samples of two near- $\alpha$  titanium alloys were studied by X-ray diffraction analysis. The surface of the samples was prepared by mechanical polishing with diamond pastes of various grains and electrochemical polishing.

*Key words:* near- $\alpha$  titanium alloys, surface treatment, X-ray phase analysis

**К**оррозионное разрушение перспективных микро- и нанокристаллических псевдо- $\alpha$  титановых сплавов, широко используемых в ядерной энергетике, нефтехимической промышленности и военно-морской авиации, является одним из труднопрогнозируемых процессов разрушения материала. Для установления физических механизмов этого процесса требуется надежная методика исследования структурно-фазовых особенностей титановых сплавов методом рентгеновского дифракционного анализа, которая включает в себя задачу подготовки поверхности образца.

В ходе предварительных экспериментов было установлено, что механическая и электрохимическая полировки поверхности при одних и тех же условиях рентгеновского эксперимента приводят к различным дифракционным спектрам. Анализ литературы показал, что поверхность титанового сплава имеет особую структуру, и при значительном обогащении сплава кислородом возникает дефектный слой, так называемый  $\alpha$ -case [1–2]. В связи с этим было решено провести комплексное исследование влияния обработки поверхности титановых  $\alpha$ -сплавов на результат рентгенодифракционного эксперимента (рис.).

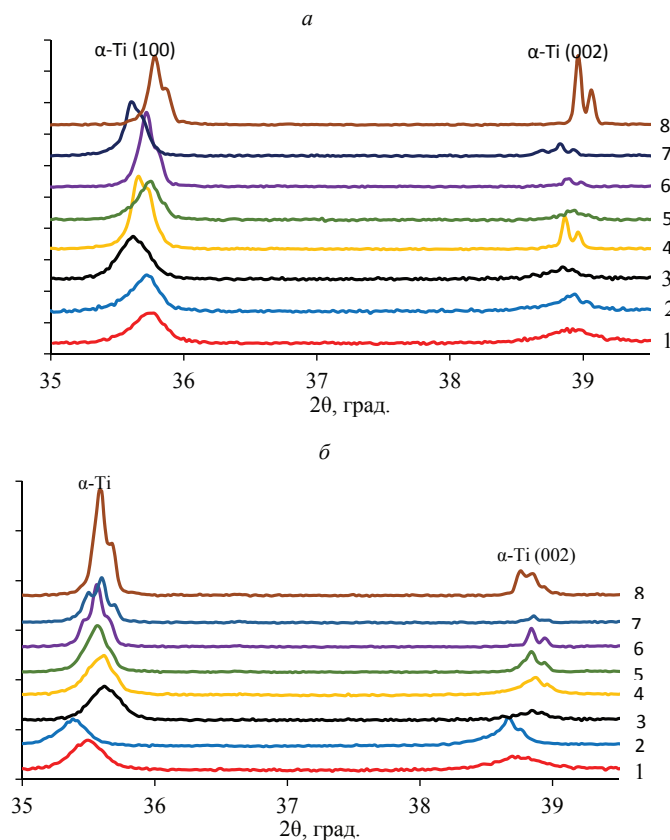


Рис. Дифрактограммы псевдо- $\alpha$  титановых сплавов после полировки алмазной пастой с дисперсностью 28/20 мкм (1), 14/10 мкм (2), 5/3 мкм (3), 1/0 мкм (4), электрохимической полировки в течение 30 с (5); электрохимической полировки в течение 2 мин (6); 1/0 мкм с последующей электрохимической полировки в течение 2 мин (7); обработки плавиковой кислотой (8):

*a* — ПТЗВ; *б* — ПТ7М

Целью работы являлось исследование влияния механической и электрохимической полировки поверхности псевдо- $\alpha$  титановых сплавов ПТ7М (до 96 % — Ti, до 2,5 % — Al, до 3 % — Zr) и ПТ3В (до 95 % — Ti, до 5 % — Al, до 2,5 % — V) на данные рентгеновской дифракции. Образцы представляли собой свежий срез бесшовных горячекатаных титановых труб. Исследование образцов проводилось на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000 ( $\text{CuK}\alpha$ ,  $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ ). Все рентгеновские эксперименты проводились в идентичных условиях: диапазон углов  $2\theta$  35–42 с шагом  $0,02^\circ$ ; экспозиция  $\Delta t = 6 \text{ с}$ ; щель перед детектором —  $0,15 \text{ мм}$ .

Поверхность образцов для проведения РФА готовилась по следующей методике. Свежий срез образца последовательно полировался с применением алмазных паст с параметрами 28/20 мкм, 14/10 мкм, 5/3 мкм, 1/0 мкм. Далее проводилась электрохимическая полировка с использованием электролита состава  $\text{H}_2\text{SO}_4$  (75 %) и HF (25 %). При этом подавалось напряжение  $V = 9 \text{ В}$  и ток  $I = 2,5 \text{ А}$ . На последнем этапе поверхность образца обрабатывалась концентрированным раствором HF. После каждого этапа обработки осуществлялась съемка дифрактограммы.

Избранные участки дифрактограмм сплавов ПТ3 В и ПТ7 М изображены на рис.

Данные рентгеновского дифракционного анализа показали, что уменьшение зерна алмазной пасты при механической полировке заметно улучшает дифракционную картину вплоть до зернистости пасты 1/0 мкм. При этом проявляется тонкая структура дифракционных пиков. Переход к электрохимической обработке поверхности сплавов приводит к уменьшению интенсивности дифракционного пика  $\alpha\text{-Ti}$  (002). Увеличение времени электрохимической полировки до 2 мин заметно размывает дифракционную картину. Восстановление тонкой структуры пиков и повышение интенсивности дифракционных пиков после обработки HF свидетельствует о возникновении дефектного слоя на поверхности образцов в ходе электрохимической полировки.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ  
в рамках гранта № 19–73–00295.*



### **Литература**

1. Donachie M.J. Titanium: a technical guide: ASM international, 2000. 216 с.
2. Synchrotron X-ray diffraction study of the phase transformations in titanium alloys / S. Malinov [et al.] // Materials Characterization. 2002. Т. 48, № 4. Р. 279–295.

УДК 669.539.382:669.17:625.1

**Ю. А. Рубанникова<sup>1</sup>, В. Е. Кормышев<sup>1</sup>, В. Е. Громов<sup>1\*</sup>, А. А. Юрьев<sup>2</sup>,  
Е. В. Полевой<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк<sup>2</sup> Евраз-Западно-Сибирский металлургический комбинат, г. Новокузнецк

\*gromov@physics.sibsiu.ru

## ТОНКАЯ СТРУКТУРА ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ 100-М РЕЛЬСОВ

Методами современного физического материаловедения исследованы структурно-фазовое состояние, дефектная субструктура и свойства 100-м рельсов категории ДТ350 после экстремально длительной эксплуатации. Исследования проводились на различном расстоянии: 0, 2, 10 мм по центральной оси и выкружке. Показано, что дифференцированно закалка сопровождается формированием морфологически многоплановой структуры, представленной зернами пластинчатого перлита, феррито-карбидной смеси и структурно-свободного феррита.

*Ключевые слова:* дифференцированно закаленные рельсы, структура, фазовый состав, послойный анализ

**Yu. A. Rubannikova, V. E. Kormyshev, V. E. Gromov, A. A. Yuriev, E. V. Polevoy**

## THIN STRUCTURE OF DIFFERENTIALLY HARDENED 100M RAILS

The methods of modern physical materials science are used to study the structural phase state, defective substructure, and properties of 100 m rails of the DT350 category after extremely long operation. The studies were carried out at different distances of 0, 2, 10 mm along the central axis and the fillet. It is shown that differentiated hardening is accompanied by the formation of a morphologically diverse structure, represented by grains of lamellar perlite, ferrite-carbide mixture, and structurally free ferrite.

*Key words:* differentially hardened rails, structure, phase composition, layered analysis

**В** настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85 % грузооборота и более 50 % пассажирских перевозок. В по-

следнее время наблюдается значительное увеличение интенсивности движения железнодорожного транспорта и его грузонапряженности, что требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов. Для решения этих проблем используется технология дифференцированной закалки 100-м рельсов.

Важность информации в этой области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем физики конденсированного состояния с одной стороны и практической значимостью проблемы с другой [1; 2].

Целью настоящей работы являлось исследование структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств, формирующихся на различном расстоянии по центральной оси и выкружке в головке 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 1411 млн т.

В качестве материала исследования были использованы образцы 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из вакуумированной стали марки Э76ХФ, химический состав которых удовлетворяет требованиям ТУ 0921–276–01124323–2012.

Микроструктуру металла изучали на шлифах, вырезанных из верхней части головки (выкружки и поверхность катания) до и после травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследования структуры стали, тонкой и дефектной субструктуры проводили, используя методы оптической микроскопии (Olimpus GX 51), просвечивающей (JEM-2100F) и сканирующий электронный микроскоп (MIRA 3 Tescan) [3–5]. Исследование фазового состава и состояния кристаллической решетки осуществляли методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-6000, Shimadzu).

Дифференцированная закалка стали сопровождается формированием морфологически многоплановой структуры, представленной зернами пластинчатого перлита, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно-свободного феррита, располагающимися в виде вкраплений по границам зерен перлита. Относительное содержание выявленных типов структуры зависит от глубины залегания исследуемых слоев.

Зерна феррито-карбидной смеси характеризуются наличием в объеме феррита частиц карбидной фазы, различных по форме и размерам. Выделяются частицы глобулярной формы и в виде коротких пластинок.

Дисперсность структуры перлита оценивали по величине межпластинчатого расстояния. Видно, что она изменяется в пределах от 125 до 185 нм и снижается при переходе от поверхности катания вглубь рельса. Следуя ГОСТ 8233–56, можно сказать, что перлитная структура всех образцов исследуемой рельсовой стали относится к первому баллу, характеризуется как сорбитообразная, тип структуры — троостит.

Ферритная составляющая структуры стали дефектна. Методами электронной микроскопии выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры. В феррите перлитных зерен наблюдаются лишь первые два типа дислокационной субструктуры (субструктура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура); ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры выявляются лишь в зернах структурно свободного феррита и в зернах феррито-карбидной смеси.

Скалярная плотность дислокаций в исследуемой стали изменяется в пределах от  $4 \times 10^{10}$  до  $6,0 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . При этом в зернах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в ферритной составляющей зерен перлита независимо от расположения (по центральной оси или на выкружке) и расстояния исследуемого слоя от поверхности катания.

В поверхностном слое выкружки до  $\sim 2$  мм в феррите пластинчатого перлита выявлены наноразмерные ( $< 15$  нм) частицы карбидной фазы, что указывает на повторный распад твердого раствора на основе  $\alpha\text{-Fe}$  после формирования перлитной структуры. Так как подобных наноразмерных частиц в слое на центральной оси не обнаружено, то это может свидетельствовать о более высокой скорости охлаждения выкружки.

Методами современного физического материаловедения выполнены послойные исследования структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов ДТ350. Установлено, что независимо от расстояния до поверхности катания и направления исследования (по центральной оси или по выкружке) закалка сопровождается формированием морфологически многоплановой структуры, представленной зернами пластинчатого перлита, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно-свободного феррита, располагающимися в виде вкраплений по границам зерен перлита.

*Работа выполнена по гранту при финансовой поддержке РФФИ  
(проект № 19–32–60001).*

### **Литература**

1. Эволюция структурно-фазовых состояний металла и рельсов при длительной эксплуатации / В. Е. Громов [и др.]. Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2017. 164 с.
2. Microstructure of quenched rails / V. E. Gromov [et al.]. Carbide, CISP Ltd, 2016. 153 p.
3. Egerton F. R. Physical Principles of Electron Microscopy. Basel : Springer International Publishing, 2016. 196 p.
4. Kumar C. S. S. R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. New York : Springer, 2014. 717 p.
5. Carter C. B., Williams D. B. Transmission Electron Microscopy. Berlin : Springer International Publishing, 2016. 518 p.

.....

## **СЕКЦИЯ 4**

Современные методы  
исследования  
и компьютерного моделирования  
в металловедении

.....

УДК 539.21

**С. В. Фенский, П. В. Захаров \***

Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет  
им. В. М. Шукшина, г. Бийск

\*zakharovpvl@rambler.ru

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ НА ГРАНИЦЕ Ni–Al ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ

В работе методом молекулярной динамики исследуется поведение дислокаций несоответствия на границе биметалла Ni–Al. Показана динамика изменения дислокационной структуры от условий внешнего периодического воздействия. Выявлены структурные особенности изменений границы биметалла от частоты и амплитуды воздействия.

*Ключевые слова:* дислокация несоответствия, биметалл, метод молекулярной динамики, ударные волны, нелинейная динамика

**S. V. Fenskii, P. V. Zakharov**

## MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION OF MISFIT DISLOCATIONS AT THE Ni-Al BOUNDARY UNDER INTENSE EXTERNAL ACTION

The molecular dynamics method is used to study the behavior of misfit dislocations at the boundary of Ni–Al bimetal. The dynamics of changes in the dislocation structure due to external periodic exposure is shown. The structural features of changes in the boundary of the bimetal on the frequency and amplitude of exposure are revealed.

*Key words:* misfit dislocation, bimetal, molecular dynamics method, shock waves, nonlinear dynamics

Структурные изменения материалов при интенсивных внешних воздействиях различной природы вызывают большой интерес в связи с развитием ряда высокотехнологических отраслей науки и техники. В первую очередь это исследования материалов, используемых при проектировании реакторов и космических аппаратов.

Особый интерес вызывает соединение Ni и Al. Такие биметаллические частицы имеют широкое применение, например, для получения многослойных углеродных нанотрубок из полипропилена [1] и других соединений [2]. Биметаллические нанокластеры имеют практическое значение для формирования токовых и потенциальных контактов в элементах электроники в связи с тем, что работа выхода электронов сильно зависит от реальной структуры биметаллов. Кроме того, тонкие покрытия Ni–Al активно используются для реактивного химического срачивания (бондинга) полупроводниковых структур в многослойные интегральные схемы с целью повышения плотности упаковки отдельных элементов за счет реализации трехмерной архитектуры [3]. Также в ряде наших работ обсуждается близкая тематика [4–6].

Рассматриваемая нами модель представляет собой объемный ГЦК-кристалл биметалла Ni–Al (рис. 1), который содержит  $50 \cdot 10^3$  частиц, взаимодействующих посредством потенциала, полученного методом погруженного атома (EAM-потенциал).

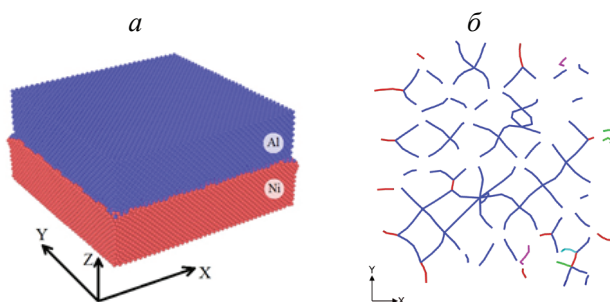


Рис. 1. Модель биметалла Ni–Al:

*a* — трехмерный вид модели с обозначением зоны воздействия, зоны поглощения энергии и демпфера; *б* — сетка дислокаций несоответствия на границе металлов, где синие дислокации типа  $1/2 \langle 110 \rangle$ , зеленые —  $1/6 \langle 112 \rangle$  (Шотки), розовые —  $1/6 \langle 110 \rangle$  (stair-rod), красные — прочие

Полная энергия  $E$  кристалла в этом случае может быть выражена как:

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i,j,i \neq j} \varphi_{ij}(r_{ij}) + \sum_i F_i(\rho_i), \quad (1)$$

где  $\varphi_{ij}$  представляет парную энергию между атомами  $i$  и  $j$ , отделенными друг от друга расстоянием  $r_{ij}$ , а  $F_i$  — энергия вложения, связанная



с вложенным атомом  $i$  в локальном местоположении с электронной плотностью  $\rho_i$ .

Электронную плотность можно рассчитать по формуле:

$$\rho_i = \sum_{j, j \neq i} f_j(r_{ij}). \quad (2)$$

где  $f_j(r_{ij})$  — электронная плотность участка атома  $i$ , находящегося на расстоянии  $r_{ij}$  от атома  $j$ .

Моделирование осуществлялось посредством пакета LAMMPS. На модель ГЦК кристалла вдоль осей  $X$ ,  $Y$  накладывались периодические граничные условия, вдоль оси  $Z$  — свободные. Вдоль оси  $X$  направление  $\langle 100 \rangle$ ,  $Y$  —  $\langle 010 \rangle$ ,  $Z$  —  $\langle 001 \rangle$ . Полученная модель была разделена на три блока. Блок I представлял собой 3–4 слоя атомов, которые осуществляли колебания по гармоническому закону. Периодическое воздействие применялось ко всем атомам из блока I. Далее находился блок II — поглотитель энергии, в том числе и граница металлов. В части III расчетной ячейки выделялся блок из 4–5 слоев атомов, жестко зафиксированных, выполняющих роль демпфера, рис. 2.

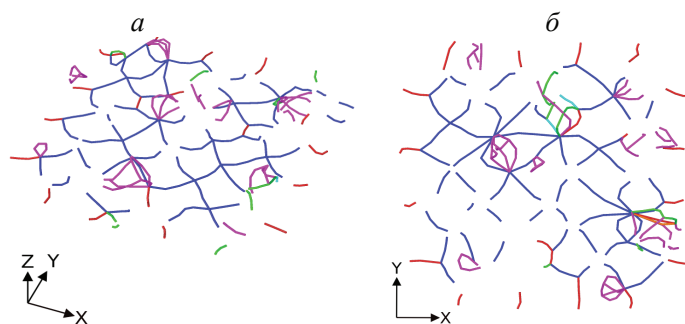


Рис. 2. Визуализация дислокационной структуры биметалла Ni–Al:

$a$  — объемный вид через 250 пикосекунд эксперимента и частоте воздействия 5 ТГц,  $b$  — вид в плоскости XOY через 400 пикосекунд эксперимента и частоте воздействия 8 ТГц

Установлено, что при интенсификации воздействия большая часть дислокационных сегментов перемещается в Al в виде дислокаций типа stair-rod. Это обусловлено соотношением упругих модулей компонент сплава Ni–Al, а также ориентацией кристаллических решеток.

*Работа выполнена по гранту при финансовой поддержке РФФИ и Алтайского края в рамках научного проекта № 18–42–220002 р\_а.*

### **Литература**

1. Ni–Al bimetallic catalysts for preparation of multiwalled carbon nanotubes from polypropylene: Influence of the ratio of NiAl / Y. Shen [et al.] // *Applied Catalysis B: Environmental* 2016. V. 181. P. 769–778.
192. Synergistic Effect in Bimetallic Ni–Al Clusters. Application to Efficient Catalytic Reductive Dehalogenation of Polychlorinated Arenes / F. Massicot [et al.] // *Tetrahedron*. 2000. V. 56, Is. 27. P. 4765–4768.
193. Широкоград Д. В., Корнич Г. В., Буга С. Г. Моделирование взаимодействия двудольных биметаллических кластеров с низкоэнергетическими кластерами аргона // *Физика твердого тела*. 2017. Т. 59, вып. 1. С. 189–199.
194. Моделирование прохождения ударных волн через границу раздела двудольных биметаллических частиц Ni–Al / П. В. Захаров [и др.] // *Письма о материалах*. 2017. Т. 7, № 3 (27). С. 296–302.
195. Кооперативное поведение межузельных атомов в поле дислокаций несоответствия на границе биметалла Ni–Al / П. В. Захаров [и др.] // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2012. Т. 9, № 4. С. 431–435.
196. Изучение посредством двумерной модели возможности существования нелинейных локализованных колебаний на границе биметалла Pt–Al / М. Д. Старостенков [и др.] // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2011. Т. 8, № 4. С. 40–44.

УДК 538.911

**В. Н. Липунов<sup>1</sup>, А. В. Маркидонов<sup>2\*</sup>**

<sup>1</sup> Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова,  
г. Барнаул

<sup>2</sup> Новокузнецкий институт (филиал) Кемеровского государственного  
университета, г. Новокузнецк

\**markidonov\_artem@mail.ru*

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА В ГЦК-КРИСТАЛЛЕ ПРИ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния внешнего воздействия на процесс структурных изменений, происходящих в обедненной зоне кристалла с ГЦК-решеткой. Исследование моделируемой структуры показало, что избыточный свободный объем растворяется в межзеренных границах. После генерации ударных волн доля растворенного свободного объема снижается, и он локализуется в области генерирования в виде нанопор.

*Ключевые слова:* кристалл, вакансия, кластер, волна, моделирование

**V. N. Lipunov, A. V. Markidonov**

## RESEARCH BY THE METHOD OF MOLECULAR DYNAMICS OF REDISTRIBUTION OF FREE VOLUME IN THE FCC CRYSTAL WITH EXTERNAL INFLUENCE

The molecular dynamics method is used to study the effect of external influences on the process of structural changes occurring in the depletion zone of a crystal with an fcc lattice. The study of the simulated structure showed that the excess free volume dissolves in the grain boundaries. After the generation of shock waves, the fraction of the dissolved free volume decreases, and it is localized in the generation region in the form of nanopores.

*Key words:* crystal, vacancy, cluster, wave, modeling

Область повреждения твердого тела, образуемая в результате прохождения каскада атомных соударений при радиационном воздействии, имеет неравномерное распределение атомов. При этом центр данной области представляет собой обедненную зону, окруженную множеством атомов, смещенных из равновесных положений. Последующая эволюция обедненной зоны в процессе структурной релаксации успешно исследуется методами компьютерного моделирования, чему посвящены серии различных работ. В большинстве работ не учитывается факт генерации в кристалле ударных волн, возникающих из-за несоответствия времени термализации атомных колебаний в некоторой конечной области и времени отвода от нее тепла [1]. Резкое расширение перегретой области порождает ударную волну. Как показали наши прошлые исследования, данные волны могут оказывать значительное влияние на процессы образования, кластеризации и миграции дефектов [2–8]. В работе приведены результаты исследования структурных изменений, происходящих в ГЦК-кристалле, содержащем высокую концентрацию вакансий, при генерации в нем ударных волн.

Исследование проводилось с помощью метода молекулярной динамики, в котором рассматривается система взаимодействующих частиц и их движение описывается классическими дифференциальными уравнениями Ньютона. Для интегрирования уравнений использовался скоростной метод Верле с шагом 5 фс. Межчастичное взаимодействие при моделировании описывалось с помощью потенциала, рассчитанного с помощью метода погруженного атома. Для визуализации структуры применялась программа [9].

Проведенное исследование показало, что при 15 %-ой концентрации вакансий наблюдается локальная аморфизация в объеме моделируемого кристалла. При более значительном разогреве с последующей закалкой путем сведения скоростей атомов к нулю наличие избыточного свободного объема способствует образованию зеренной структуры (рис., а). Дальнейшее увеличение создаваемых вакансий приводит к образованию пор в кристалле. Под воздействием волн наблюдается укрупнение зерен и при этом распределенный свободный объем начинает локализоваться в области генерации волн (рис., б).

Расчеты показали, что, например, после прохождения по расчетной ячейке, содержащей 15 %-ую концентрацию вакансий, пяти ударных волн, генерируемых с интервалом 3000 вычислительных шагов, при

температуре 600 К, 900 К и 1200 К содержание растворенного свободного объема уменьшается на 3,74 %, 4,69 % и 6,73 % соответственно.

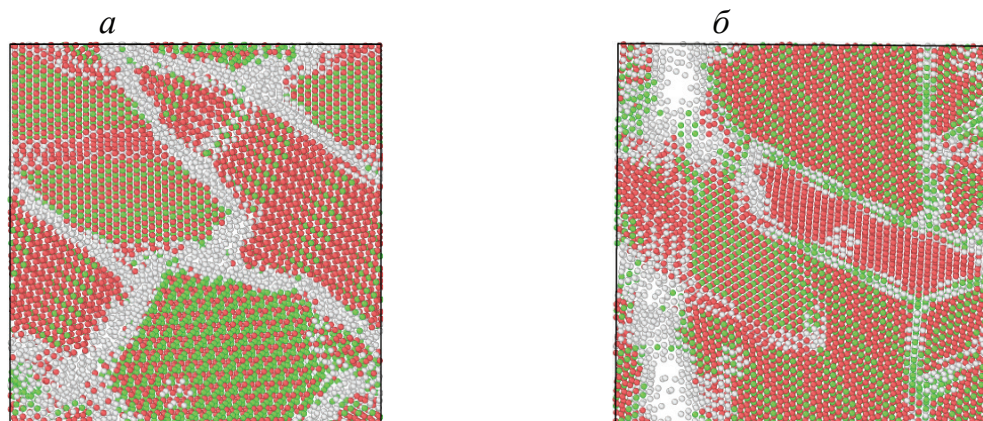


Рис. 1. Структура моделируемого кристалла ( $n = 15\%$ ,  $T = 1200\text{ К}$ ) после релаксации:

*a* — без генерации ударных волн; *б* — после прохождения пяти ударных волн

Таким образом, прохождение ударных волн по сформированной в обедненной зоне поликристаллической структуре способствует уменьшению доли растворенного на межзеренных границах свободного объема, в том числе путем его локализации в виде пор.

### Литература

1. Овчинников В. В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т. 178, № 9. С. 991–1001.
2. Маркидонов А. В., Старостенков М. Д., Обидина О. В. Агрегатизация вакансий, инициированная послекаскадными ударными волнами // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. Т. 9, № 4. С. 548–555.
3. Структурная трансформация вакансионных пор в деформированном кристалле под воздействием ударных волн / А. В. Маркидонов [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10, № 4. С. 563–571.
4. Роль ударных послекаскадных волн в низкотемпературной активации самодиффузии / А. В. Маркидонов [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11, № 3. С. 346–352.

5. Маркидонов А. В., Старостенков М. Д., Смирнова М. В. Процесс самодиффузии в ГЦК-кристалле, вызванный прохождением ударной волны // Известия высших учебных заведений. Физика. 2015. Т. 58, № 6. С. 80–84.

6. Порообразование в ГЦК-кристалле под воздействием ударных послекасадных волн / А. В. Маркидонов [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12, № 2. С. 231–240.

7. Маркидонов А. В., Старостенков М. Д., Полетаев Г. М. Трансформация нанопор в золоте в условиях термоактивации и воздействия звуковых и ударных волн // Известия РАН. Серия физическая. 2015. Т. 79, № 9. С. 1233–1237.

8. Атомные механизмы миграции границы зерен кручения (110) под воздействием ударных послекасадных волн на примере никеля/А. В. Маркидонов [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14, № 4. С. 528–534.

9. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVI-TO — the Open Visualization Tool // Modelling and Simulation Materials Science and Engineering. 2010. Vol. 18. 015012 (7 pp).

УДК 538.9

**К. В. Зайцева<sup>\*</sup>, А. А. Юрьев, Н. И. Сидоров**

Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург

*\*ms.great28@mail.ru*

## ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ ВАНАДИЙ–ВОДОРОД, ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ КИСЛОРОДА И СЕРЫ НА ПРОНИЦАЕМОСТЬ

Работа посвящена исследованию проницаемости и диффузии атомов водорода в чистом ванадии и в ванадии с примесями кислорода и серы методом первопринципной молекулярной динамики в температурном интервале от 500 до 900 К. Рассчитаны парциальные функции радиального распределения атомов при наличии и отсутствии водорода и проанализирован характер движения и характер ближнего порядка.

*Ключевые слова:* проницаемость водорода, метод первопринципной молекулярной динамики, суперячейка, функция радиального распределения атомов, ближний порядок, диффузия, проницаемость водорода

**K. V. Zaitseva, A. A. Yuriev, N. I. Sidorov**

## AB INITIO MODELING HYDROGEN DIFFUSION THROUGH PURE VANADIUM

The work is devoted to the study of the permeability and diffusion of hydrogen atoms in pure vanadium and in vanadium with oxygen and sulfur impurities by the method of first-principle molecular dynamics in the temperature range from 500 to 900 K. The partial functions of the radial distribution of atoms in the presence and absence of hydrogen are calculated and the nature of the motion and the nature of the short-range order are analyzed.

*Keywords:* the permeability of hydrogen, method of first principle molecular dynamics, SuperCell, function of radial distribution of atoms, short range order, diffusion, hydrogen permeability

**Т**радиционные источники энергии, такие как нефть, газ и уголь, являются невозобновляемыми природными ресурсами, а их использование чревато такими последствиями, как парниковый эффект



и кислотные дожди. В связи с этим все большее количество стран в своей энергетической политике обращает внимание на альтернативные источники энергии. Одной из перспективных является водородная энергетика: использование водорода в качестве топлива для топливных элементов на основе твердополимерных электролитов, который должен иметь чистоту не ниже 99,999 %.

В настоящее время наиболее перспективным способом получения сверхчистого водорода считается процесс разделения с использованием металлических мембран на базе палладия или ванадия. Экспериментальные методы не могут в полной мере описать детали взаимодействия водорода с элементами матрицы.

Работа посвящена первопринципному исследованию проницаемости и диффузии атомов водорода в чистом ванадии и ванадии с примесями кислорода и серы. С помощью программного пакета SIESTA, в котором реализована *ab initio* молекулярная динамика, промоделированы супер-ячейка 128 атома ванадия с атомом и молекулой водорода при температурах 500, 900 К. Для каждой системы было промоделировано 1000 шагов, один шаг равнялся 0,1 фс. Был выбран достаточно полный базис DZP (двухэкспоненциальный базис). Далее была сделана визуализация с помощью программы VMD и показан механизм проникновения водорода в металлическую матрицу. Выяснено, что в нашей модели отдельный атом водорода достаточно легко проникает в решетку ванадия, а когда над поверхностью металла располагается молекула водорода, то сначала она совершает вращательные и колебательные движения и на расстоянии около 1 Å от поверхности ванадия диссоциирует на два атома (рис. 1).

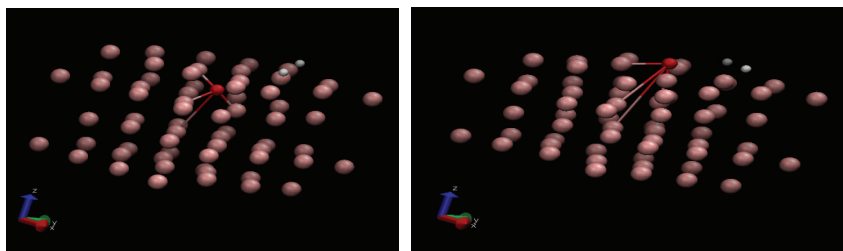


Рис. 1. Визуализация системы с примесью кислорода

Кислород обладает меньшим размером атома (60 пм) по сравнению с ванадием (134 пм) и отрицательно влияет на проницаемость во-



дорода, проникая из объема металла к поверхности по междоузлиям, и будет образовывать оксидную пленку. Размер атома серы (103,5 пм) и ванадия сопоставимы, как показывает молекулярно-динамический эксперимент, он не может занять какое-либо междоузлие и выталкивает атом ванадия из матрицы металла, двигаясь к поверхности, и занимает образовавшуюся вакансию (рис. 2).

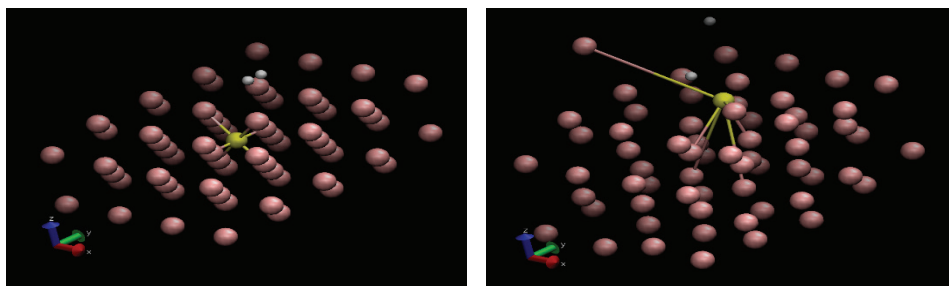


Рис. 2. Визуализация системы с примесью серы

В работе проведена оценка энергии растворения и коэффициентов диффузии водорода, проанализирована их температурная зависимость. Построены функции радиального распределения атомов при наличии и отсутствии водорода.

Можно сделать заключение о перспективности применения *ab initio* молекулярной динамики для изучения системы металл — водород.

*Работа выполнена в рамках госзадания ИМЕТ УрО РАН.*

*Авторы выражают благодарность академику РАН А. А. Ремпелю за поддержку работы и полезное обсуждение.*

УДК 669-1

**А. В. Берштейн\*, Л. А. Лобанова, С. В. Данилов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*bershtejn99@bk.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ( $\gamma \rightarrow \alpha$ )-ПРЕВРАЩЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАМНОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ THERMO-CALC ДЛЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

В работе рассмотрены возможности программы Thermo-Calc, позволяющей проводить расчеты равновесных диаграмм состояния, количества и состава фаз, температур ликвидуса, равновесного и неравновесного солидуса, образования фаз в слабо неравновесных условиях. Проведены термодинамические расчеты по определению температуры  $A_3$  для малоуглеродистой низколегированной стали для контролируемой термомеханической обработки (ТМСП).

*Ключевые слова:* термодинамические расчеты, низкоуглеродистая сталь, температура превращения, контролируемая термомеханическая обработка

**A. V. Berstein, L. A. Lobanova, S. V. Danilov**

## DETERMINATION OF TEMPERATURE OF ( $\gamma \rightarrow \alpha$ )-TRANSFORMATION USING THE SOFTWARE THERMO-CALC FOR SMALL CARBON LOW ALLOY STEEL

In this paper, we considered the capabilities of the Thermo-Calc program, which allows us to calculate equilibrium phase diagrams, the number and composition of phases, liquidus temperatures, equilibrium and nonequilibrium solidus, and phase formation under nonequilibrium conditions. Thermodynamic calculations were carried out to determine the temperature  $A_3$  for mild low-alloy steel for controlled thermomechanical processing (TMCP).

*Key words:* thermodynamic calculations, low carbon steel, transformation temperature, TMCP

**П**ри помощи трубопроводов нефть и газ транспортируются на огромные расстояния и преобразуются в различные формы

энергии, такие как теплота сгорания топлива в двигателях автомобилей или электричество в строительных сооружениях. К стали для магистральных трубопроводов предъявляются высокие требования, предусматривающие значительные повышения как прочности, так и ударной вязкости. Стремление к снижению стоимости стали за счет уменьшения количества легирующих элементов, а также устранения термической обработки как конечной операции при производстве листа привело к созданию процесса контролируемой термомеханической обработки (Thermo-Mechanical Controlled Processing — ТМСП), представляющей собой сочетание контролируемых горячей деформации и ускоренного охлаждения применительно к низколегированным сталям на станах 5000. В зависимости от температуры окончания контролируемой горячей прокатки (выше или ниже  $A_{C3}$ ) после охлаждения в стали могут быть получены структуры, существенно отличающиеся по прочностным и пластическим свойствам [1].

Для решения сложной задачи выбора состава сталей, предназначенных для изготовления труб магистральных газопроводов, требуется проведение дорогостоящих опытно-промышленных исследований по влиянию базовых химических элементов (углерод, марганец, кремний и др.) с целью установления их оптимального содержания для обеспечения заданного уровня конструктивной прочности.

Целью работы стала оценка возможности использования термодинамических расчетов температуры  $A_3$  для стали 06Г2МБ. Эта сталь низкоуглеродистая, с бейнитной структурой, после контролируемой термомеханической обработки (ТМСП), применяемая для изготовления сварных и бесшовных труб [2].

Thermo-Calc представляет собой современный аппарат термодинамических расчетов, содержащий большое количество данных для выполнения расчетов и построения фазовых диаграмм состояния. Программа Thermo-Calc позволяет проводить расчеты равновесных диаграмм состояния (проекций плоскостей ликвидуса и солидуса), количества и состава фаз, температур ликвидуса, равновесного и неравновесного солидуса, образования фаз в слабо неравновесных условиях (расчет по модели «Sheil»).

С целью установления оптимального фазового состава стали при кристаллизации были произведены расчеты по модели «Sheil» («слабо неравновесная кристаллизация») для химических составов в пределах марочного: 1) с максимальным содержанием аустенитообразующих

и минимальным содержанием ферритообразующих элементов (рис., а) с минимальным содержанием аустенитообразующих и максимальным содержанием ферритообразующих элементов (рис., б). Показана возможность уменьшения количества аустенита при кристаллизации.

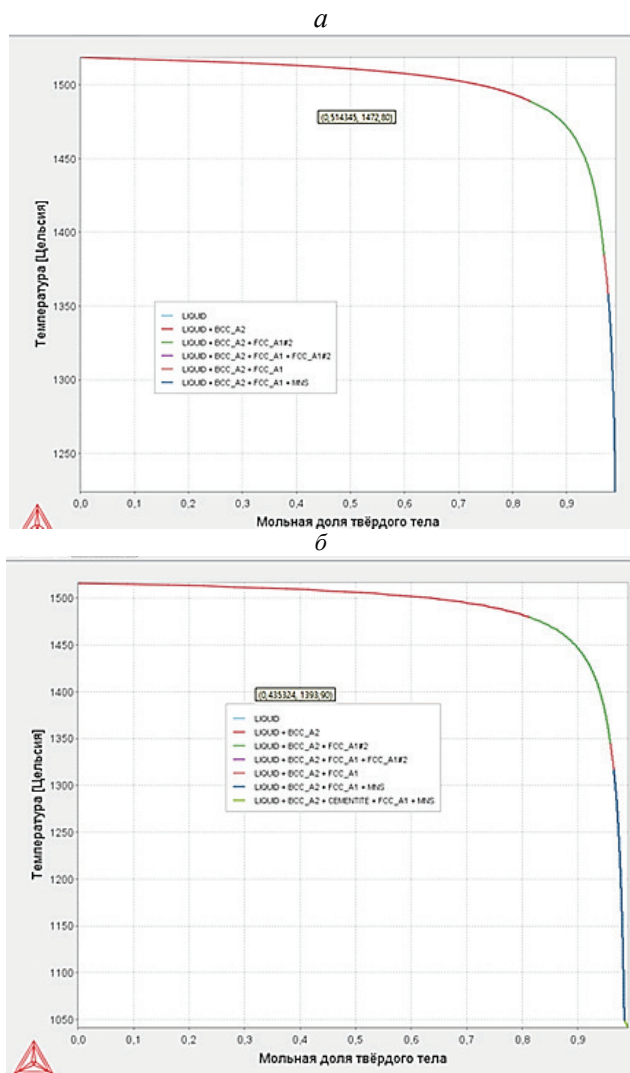


Рис. Примеры расчетов фазового состава при равновесной кристаллизации и с использованием модели «Sheil» для различных химических составов 06Г2МБ:

а — 98 % при температуре 1482 °С; б — 80 % феррита при 1479 °С в неравновесной системе

Применение программы Thermo-Calc дает возможность определить температурные интервалы, в которых следует деформировать сплав в практически однофазном состоянии. Полученная в ходе исследований температура для среднего химического состава сравнивалась с температурами, которые рассчитывались по формулам из работ [3–5], построенным по экспериментальным данным. Для среднего химического состава расчет с использованием Thermo-Calc дает величину  $A_3 = 824\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Расчеты, проведенные с использованием экспериментально построенных формул, дают величины: [3] —  $783\text{ }^{\circ}\text{C}$ , [4] —  $816\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $823\text{ }^{\circ}\text{C}$ , [5] —  $825\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $861$  или  $917\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Исходя из полученных данных можно сделать вывод, что теоретическое значение  $A_3$ , полученное в настоящей работе, близко к среднему, и, по-видимому, является наиболее точным. Полученное значение можно использовать для оптимизации технологических режимов ТМСП при заданном химическом составе стали.

*Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии  
Президента Российской Федерации (проект СП-259.2018.1).*

### Литература

1. Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой / И. Ю. Пышминцев [и др.] // Металлург. 2016. № 4. С. 57–63.
2. Поздняков А. В., Чеверикин В. В. Термодинамические расчеты и анализ фазовых диаграмм многокомпонентных систем: учебно-методическое пособие. М. : МИСиС, 2012. 43 с.
3. Grange R. A. Estimating Critical Ranges in Heat Treatment of Steels // Metal Progress. 1961. V. 70, No. 4. P. 73–75.
4. Hougardy H. P. Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1984. 229 p.
5. Kasatkin O. G., Vinokur B. B., Pilyushenko V. L. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel // Metal Science and Heat Treatment. 1984. V. 26, No. 1. P. 27–31.

УДК 669.15'26:621.785.616

**Е. С. Савушкина, К. Ю. Окишев \***

Южно-Уральский государственный университет (национальный  
исследовательский университет), г. Челябинск

\*okishevki@susu.ru

## О РАСТВОРЕНИИ И ВЫДЕЛЕНИИ КАРБИДОВ В ХРОМОМОЛИБДЕНОВЫХ ЧУГУНАХ

Представлены результаты термодинамических расчетов равновесных фаз в сплавах четверной системы Fe—Cr—Mo—C (2–4 %C, 10–25 %Cr и до 4 %Mo) в области существования  $\gamma$ -фазы. Расчеты проводились в программном пакете FactSage. Результаты показали, что ни в одном случае карбиды молибдена не возникают, хотя часто карбид  $M_7C_3$  частично или полностью заменяется карбидом  $M_{23}C_6$ . Присутствие всего двух видов карбидов значительно облегчает дальнейшее построение модели их растворения и выделения.

*Ключевые слова:* карбиды, аустенит, растворение, выделение, термодинамика, FactSage

**E. S. Savushkina, K. Yu. Okishev**

## ON THE SOLUTION AND PRECIPITATION OF CARBIDES IN CHROMIUM-MOLYBDENUM CAST IRONS

Results of thermodynamic modeling of equilibrium phases present in the four-component alloys Fe—Cr—Mo—C (2–4 %C, 10–25 %Cr, up to 4 %Mo) in the region of gamma phase existence. Calculations were performed using the FactSage software package. Results showed that in no case molybdenum carbides did not appear, though the  $M_7C_3$  carbide is often or completely replaced with the  $M_{23}C_6$  one. The presence of only two types of carbides makes it much easier the further construct the model of their solution and precipitation.

*Key words:* carbides, austenite, solution, precipitation, thermodynamics, FactSage

**В** предшествующей работе [1] была создана количественная модель выделения вторичной карбидной фазы в трехкомпонентных сплавах системы Fe—Cr—C, применяемых в качестве инструмен-

тальных сталей, износостойких чугунов и др. В основу анализа были положены взятые из литературных данных термодинамические описания тройной системы Fe—Cr—C [2] и изменение мартенситной точки сплавов в зависимости от времени выдержки при аустенитизации и от скорости закалочного охлаждения.

Однако многие практически используемые сплавы этой системы содержат небольшое количество других элементов (V, Mo, Ni, Mn), которые должны влиять на кинетику фазовых превращений. Современные компьютерные пакеты для термодинамических расчетов позволяют предсказывать равновесные состояния для систем из многих компонентов. В этой работе было проведено предварительное исследование четырехкомпонентной системы Fe—Cr—Mo—C (до 4 мас. %Mo) в области 2—4 %C и 10—25 %Cr. Именно эту широкую область составов охватывают данные атласа [3]. Расчеты проводились в программном комплексе FactSage.

Было показано, что ни в одном случае карбиды молибдена в области ( $\gamma + K$ ) не возникают, хотя во многих случаях карбид  $M_7C_3$  частично или полностью заменяется карбидом  $M_{23}C_6$ . Присутствие всего двух видов карбидов значительно облегчает дальнейшее построение модели их растворения и выделения.

### Литература

1. Созыкина А. С. Моделирование превращений при аустенитизации и закалке и прогнозирование твердости высокохромистых сталей и чугунов на основе термодинамических и кинетических расчетов : дисс. ... канд. техн. наук; спец. 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов». Науч. рук. К. Ю. Окишев. Челябинск : ЮУрГУ, 2018. 153 с.
2. Lee B.-J. On the stability of Cr carbides // Calphad. 1992. V. 16, № 2. P. 121—149.
3. Maratray F. Atlas: courbes de transformation de fontes blanches au chrome et au chrome-molybdène. Ussegliot-Nanot. Paris, Climax Molybdenum S. A., 1970. 198 p.

УДК 621.78

**Ю. В. Сарычева<sup>\*</sup>, А. А. Куклина, П. Д. Лебедев, М. В. Майсурадзе,  
Ю. В. Юдин**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*yu.sarycheva92@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. В. Юдин

## ПОИСК МОДЕЛИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛОГИСТИЧЕСКОЙ ФУНКЦИИ КИНЕТИКИ РОСТА НОВОЙ ФАЗЫ

С помощью компьютерной программы моделирования кинетики фазового перехода первого рода собраны статистические данные для анализа уравнения КДМА и логистической функции.

*Ключевые слова:* уравнение КДМА, логистическая функция

**Y. V. Sarycheva, A. A. Kuklina, P. D. Lebedev, M. V. Maisuradze, Yu. V. Yudin**

## THE SEARCH OF THE MODEL FOR THE DETERMINE THE OPTIMAL PARAMETERS OF THE LOGISTIC FUNCTION OF THE GROWTH KINETICS OF A NEW PHASE

Using the virtual program for calculating the phase transition kinetics, statistical data were collected to analyze the KDMA equation and the logistic function.

*Key words:* KDMA equation, logistic function

**На** сегодняшний день для расчета роста новой фазы используется уравнение Колмогорова — Джонсона — Мейла — Аврами (далее уравнение КДМА) (1) [1; 2], однако есть функции с лучшим приближением, описывающие этот процесс, например логистическая функция (2):

$$P_{\text{КДМА}} = 1 - \exp(-k \cdot \tau^n), \quad (1)$$

где  $P_{\text{КДМА}}$  — объемная доля образованной фазы;  $\tau$  — время, с;  $k, n$  — температурно-зависимые параметры уравнения.



$$P_{\text{лог}} = 1 - \frac{1}{1 + \tau^a + \exp(b)}, \quad (2)$$

где  $P_{\text{лог}}$  — объемная доля образованной фазы;  $\tau$  — время, с;  $a, b$  — температурно-зависимые параметры уравнения.

Для сравнения качества аппроксимации функций (1) и (2) использовалась компьютерная модель расчета кинетики фазового перехода в кристалле [1].

В объеме с числом ячеек  $400 \times 400 \times 400$  со случайным распределением зародышей (рис. 1, а) происходит рост новой фазы. Первоначально выбранный режим программы смещал зародыши в сторону одной из граней с заданным коэффициентом сдвига, обеспечивая существенную локальную неоднородность концентрации зародышей.

Регулируемые параметры программы: первоначальное количество зародышей 100...800, среднее расстояние между зародышами 33...74 и среднеквадратичное отклонение расстояния зародышей относительно друг друга 2...22.

На рисунке 1, б показана скорость роста новой фазы, описанная по уравнению КДМА и логистической функции, которая более точно повторяет расчетно-экспериментальные значения. При этом отношение сумм квадратов отклонений функций (1) и (2) от расчетно-экспериментальных значений  $f_{\text{КДМА}}/f_{\text{лог}}$  достигает 20.

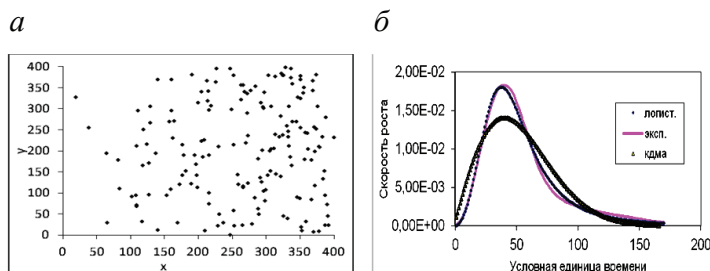


Рис. 1. Проекция сгенерированного объемного распределения зародышей в плоскости  $X-Y$ :

а — скорость роста новой фазы; б — по уравнению КДМА, логистической функции и расчетно-экспериментальными данными

С помощью регрессионного анализа выбрана модель (3), позволяющая регулированием параметров обеспечить существенно лучшее аналитическое описание процесса имитационного моделирования роста

второй фазы при существенно неравномерном начальном распределении зародышей.

$$\frac{f_{\text{КДМА}}}{f_{\text{лог}}} = -53 + 1,23 \cdot 10^{-1} \cdot N - 4,85 \cdot 10^{-2} \cdot S \cdot l - 8,04 \cdot 10^{-5} \cdot N^2 + 2,41 \cdot 10^{-2} \cdot l^2, \quad (3)$$

где  $N$  — первоначальное количество зародышей,  $l$  — среднее расстояние между зародышами,  $S$  — среднеквадратичное отклонение расстояния между ближайшими зародышами.

Адекватность описания полученной модели (3) приведена на рис. 2, а.

Для выполнения условия  $f_{\text{КДМА}}/f_{\text{лог}} > 15$  необходимо обеспечить противоречивые условия: максимальное СКО и минимальное количество зародышей (рис. 2, б). Эти параметры нелинейно обратны друг от друга. Кроме того, отчетливо проявляется дискретный характер работы генератора случайных чисел (координат зародышей) в отдельных объемах факторного пространства, на что указывает сингулярность поверхности (рис. 2, б).

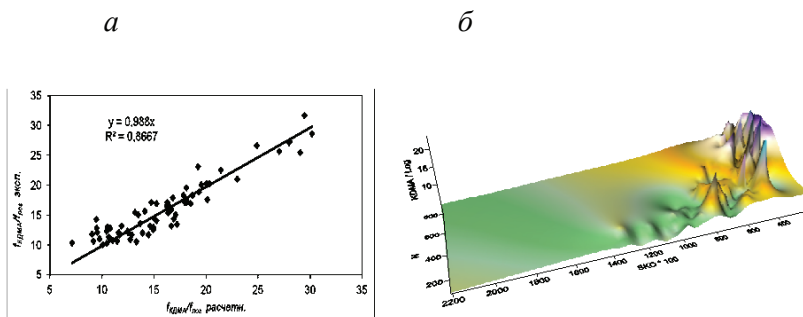


Рис. 2. Графики соотношения:

- а — расчетных и расчетно-экспериментальных данных по модели (3);
- б — логистической функции и КДМА в зависимости от первоначального числа частиц и СКО расстояния

Таким образом, логистическая функция существенно лучше описывает кинетику роста новой фазы по сравнению с уравнением КДМА при исходном неравномерном распределении зародышей, а также условия минимального количества и максимального диапазона изменения расстояния между зародышевыми частицами.

### **Литература**

1. Применение имитационного моделирования для оценки характеристик изотермического превращения аустенита в сталях / Ю. В. Юдин [и др.] // Сталь. 2018. № 10. С. 56–63.
2. Куклина А. А. Исследование параметров уравнения Колмогорова — Джонсона — Мейла — Аврами кинетики бейнитного превращения сталей // XV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлослов-молотых ученых : сборник научных трудов. (Екатеринбург, 12 декабря 2014 г.). Екатеринбург : УрФУ, 2014. С. 45–47.

УДК 669.1

**В. Ю. Ярков<sup>1,2\*</sup>, А. Е. Устинов<sup>1,2</sup>, В. И. Пастухов<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Институт реакторных материалов, г. Заречный

\*valick99@gmail.com

Научные руководители: канд. техн. наук С. А. Аверин,  
проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ТРУБ ИЗ СПЛАВА Zr–2,5 %Nb МЕТОДАМИ СЭМ

Проведено исследование на шлифах поперечного и продольного разреза трубного изделия диаметром 88 мм из сплава Zr–2,5 %Nb, обладающих мелкозернистой структурой (~ 1–2 мкм). Методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) определены структурные составляющие сплава (твердый раствор  $\alpha$ -Zr и частицы  $\beta$ -Nb), а также средний размер зерен  $\alpha$ -Zr. Ориентационным анализом (EBSD) составлены карты преимущественных кристаллографических ориентировок.

*Ключевые слова:* цирконий, стереографический анализ, мелкозернистая структура, СЭМ, EBSD-анализ

**V. Y. Yarkov, A. E. Ustinov, V. I. Pastukhov**

## RESEARCH GRAIN STRUCTURE OF Zr–2,5 % Nb ALLOY TUBES BY SEM METHODS

The research was performed on thin sections of the transverse and longitudinal sections of tubes with a diameter of 88 mm from an alloy of Zr–2,5 %Nb, which have a fine-grained structure. Using scanning electron microscopy (SEM), the average grain size and structural components of the alloy after manufacture are determined. EBSD analysis compiled maps of preferred crystallographic orientations.

*Key words:* zirconium, stereographic analysis, fine-grained structure, SEM, EBSD analysis

**В**еличина зерна ответственна за целый ряд физико-механических свойств материалов. Так, мелкозернистые материалы обладают

более высоким сопротивлением деформации по сравнению с крупнозернистыми, большей пластичностью и вязкостью. Коррозионная стойкость также зависит от размеров зерна, хотя и косвенно, через состояние границ зерен.

Современные методы металлографического анализа разнообразны и удобны для пользователя. Существует целая серия программ по обработке полученных изображений структуры: Квантимет, SIAMS, Лассимат и др. Все программы металлографического анализа прекрасно справляются со своими задачами. Но существует проблема определения мелкозернистой ( $\leq 10$  мкм) структуры вследствие недостаточного увеличения оптического микроскопа [1].

Для решения этой проблемы хорошо подходят современное оборудование и методики СЭМ-анализа. Благодаря возможности получения изображений во вторично отраженных электронах, обратно рассеянных электронах, высокому разрешению, большому увеличению и встроенному программному обеспечению СЭМ позволяет проводить анализ мелкозернистой структуры сплавов.

Zr обладает низким сечением захвата тепловых нейтронов. В сочетании с его хорошей совместимостью с ядерным топливом и удовлетворительной технологичностью это делает сплавы на основе Zr перспективным материалом для атомной промышленности. Из циркониевых сплавов изготавливают оболочки топливных каналов и каналов СУЗ РМБК-1000 [2].

После деформации трубных изделий из Zr и их отжига в несколько стадий заключительными обработками являлись нагрев до температуры 850–870 °С, закалка в воду, холодная прокатка со степенью суммарной деформации 23 %, старение при температуре 515 °С в течение 24 часов.

Исследования были выполнены на сканирующем электронном микроскопе MIRA3 FEG-SEM, оснащенный детектором обратно отраженных электронов (EBSD) Oxford Instruments Nordlys Nano. Для определения параметров структуры в работе были использованы EBSD-анализ, программа MiraTC и методы СЭМ [3].

Структура сплава Zr–2,5 %Nb (рис., а, б) представляет собой  $\alpha$ -циркониевую матрицу с выделениями частиц  $\beta$ -Nb. Структура сплава была частично рекристаллизованной — доля рекристаллизованных областей на разных образцах составляла от 20 до 90 %.

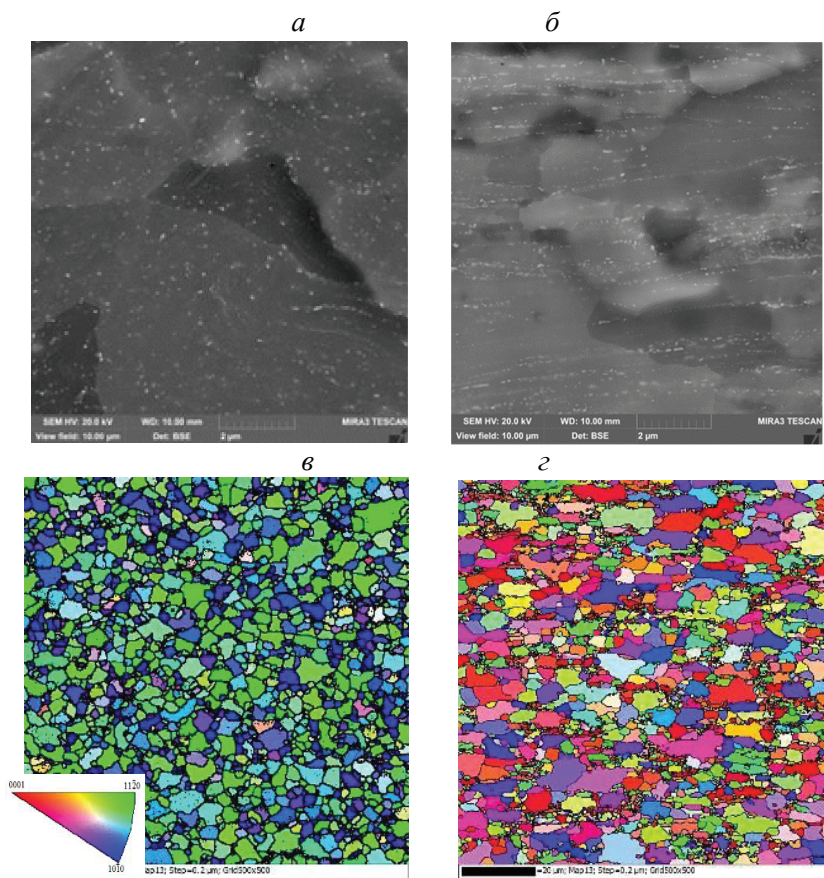


Рис. Микроструктура сплава Zr–2,5 %Nb  
в отраженных электронах (*а*, *б*) и в виде ориентационных карт (*в*, *г*):  
*а*, *в* — поперечное направление; *б*, *г* — продольное направление

Использование СЭМ позволило провести количественную оценку зеренной структуры и текстуры материала труб. Методом EBSD построены карты ориентаций кристаллитов (рис., *в*, *г*) и определены параметры зеренной структуры. Размер зерен находится в интервале от 0,2 до 12 мкм, при среднем — 1,5 мкм. В поперечном сечении зерна относительно равноосные, в продольном направлении — вытянуты вдоль оси трубы. Выделения Nb размером от 20 до 300 нм (средний размер ~ 50 нм) расположены преимущественно в «строчках». В текстуре изделия параллельно оси трубы устанавливаются кристаллографические направления  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  (зеленый цвет) и  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  (синий

цвет) (рис. 1, з), а в нормальном к оси направлении —  $\langle 0001 \rangle$  (красный цвет) (рис. 1, з). Текстура является типичной для деформированных циркониевых сплавов.

На примере сплава  $Zr-2,5\%Nb$  показана состоятельность методик СЭМ для анализа мелкозернистых структур. Измерен средний размер зерна, который составляет 1–2 мкм.

### **Литература**

1. Лезинская Е. Я. Стереометрическая металлография. Днепропетровск : Экономика, 2013. 297 с.
2. Бескоровайный Н. М. Конструкционные материалы ядерных реакторов : учебник Б 53 для вузов. М. : Энергоатом, 1995. 349 с.
3. Методы исследования текстур в материалах: учебное пособие / М. Л. Лобанов [и др.]. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та. 2014. 115 с.

УДК 539.214.9

**Д. Н. Клименко<sup>\*</sup>, Н. Ю. Юрченко, Н. Д. Степанов, С. В. Жеребцов**

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород

*\*klimenko@bsu.edu.ru*

## ПРЕДСКАЗАНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr

Для системы Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr методом опорных векторов была построена модель для предсказания предела текучести при комнатной температуре. Предсказанные суррогатной системой значения предела текучести демонстрируют соответствие экспериментальным данным, что указывает на перспективность такого подхода при разработке высокоэнтропийных сплавов.

*Ключевые слова:* высокоэнтропийные сплавы, предел текучести, предсказательная система, машинное обучение, метод опорных векторов

**D. N. Klimenko, N. Y. Yurchenko, N. D. Stepanov, S. V. Zherebtsov**

## PREDICTION OF YIELD STRENGTH OF HIGH-ENTROPY ALLOYS Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr SYSTEM

For the Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr system, a support vector model was constructed to predict the yield strength at room temperature. The yield strength values predicted by the surrogate system show good agreement with experimental data.

*Key words:* high-entropy alloys, yield strength, predictive system, machine learning, support vector method

**В** отличие от традиционных сплавов, в которых концентрация одного или двух основных элементов значительно превышает концентрацию остальных компонентов, создание высокоэнтропийных сплавов предполагает смешивание нескольких (от 5 до 13) элементов в эквимоллярных или почти эквимоллярных композициях [1–5]. Намного большее, по сравнению с традиционными сплавами, композици-



онное пространство высокоэнтروпийных сплавов дает возможность варьировать их состав в широком интервале, но также значительно затрудняет подбор оптимального состава.

Одним из возможных способов облегчить разработку новых высокоэнтропийных сплавов с заданными свойствами является использование подходов «машинного обучения» [6]. В рамках этой работы на основании регрессионного анализа выборки из 33 сплавов системы Al–Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr в рамках метода опорных векторов была построена суррогатная модель для предсказания предела текучести сплавов данной системы при комнатной температуре. Для проверки модели были выплавлены и испытаны при комнатной температуре 4 сплава системы Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr. Средняя разница между предсказанными и экспериментальными значениями для данных сплавов составила 10 %, что указывает на перспективность использования подходов «машинного обучения» при разработке высокоэнтропийных сплавов системы Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr.

### Литература

1. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / J. W. Yeh [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. 2004. V. 6, № 5. P. 299–303.
2. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications / B. Gludovatz [et al.] // *Science*. 2014. V. 345, № 6201. P. 1153–1158.
3. Pitting corrosion of the high-entropy alloy Co<sub>1,5</sub>CrFeNi<sub>1,5</sub>Ti<sub>0,5</sub>Mo<sub>0,1</sub> in chloride-containing sulphate solutions / Y. L. Chou [et al.] // *Corrosion Science*. 2010. V. 52, № 10. P. 3481–3491.
4. A refractory Hf<sub>25</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>25</sub>Zr<sub>25</sub> high-entropy alloy with excellent structural stability and tensile properties / Y. D. Wu [et al.] // *Materials Letters*. 2014. V. 130. P. 277–280.
5. Tribological behavior of AlCoCrCuFeNi and AlCoCrFeNiTi<sub>0,5</sub> high entropy alloys under hydrogen peroxide solution against different counterparts / Y. Yu [et al.] // *Tribology International*. 2015. V. 92. P. 203–210.
6. Machine learning assisted design of high entropy alloys with desired property / C. Wen [et al.] // *Acta Materialia*. 2019. V. 170. P. 109–117.

УДК 669—131.4

**Э. Г. Мурадян \*, В. Ю. Ярков, А. Е. Устинов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*edgarinho96@mail.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

## ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКИХ СОСТАВОВ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ ОБРАБОТОК МАРТЕНСИТО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ X13 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ

Основными характеристиками изделий из перспективных сталей феррито-мартенситного класса на основе X13 являются высокие показатели прочности и сопротивление ползучести при повышенных температурах. С помощью термодинамических расчетов проведен анализ фазовых состояний легированных марок сталей для оптимизации их химического состава и нахождения наилучших температурных интервалов их горячей деформации.

*Ключевые слова:* мартенсито-стареющая сталь, фазовые равновесия, Thermo-Calc, кристаллизация, химический состав, аустенит, феррит, горячая деформация

**E. G. Muradyan, V. U. Yarkov, A. E. Ustinov**

## OPTIMIZATION OF CHEMICAL COMPOSITIONS AND TEMPERATURE INTERVALS OF PROCESSES OF MARTENSITO-AGING STEELS BASED ON X13 USING THERMODYNAMIC CALCULATIONS

The main characteristics of the promising products ferritic-martensitic steels class based X13 are high strength and creep resistance at elevated temperatures. Using thermodynamic calculations analysis phase states alloyed steels to optimize their chemical composition and finding the best temperature ranges of the hot deformation.

*Key words:* martensite-aging steel, phase equilibrium, Thermo-Calc, crystallization, chemical composition, austenite, ferrite, hot deformation

**Р**азработка сталей феррито-мартенситного класса на основе X13, вызывает большой интерес для создания современных высоко-

прочных, коррозионностойких изделий, работающих в условиях повышенных и сверхнизких температур [1; 2; 3], в том числе для изготовления элементов конструкций ядерных реакторов на быстрых нейтронах с глубоким выгоранием топлива [4; 5].

Технология производства изделий из сталей феррито-мартенситного класса обусловлена рядом проблем. Известно [6], что любые промышленные операции, в главном случае горячая прокатка, проводятся наилучшим образом, если структура обрабатываемого изделия будет однофазной. Большое количество легирующих аустенито- (C, Mn, Ni, Co) и ферритостабилизирующих (Cr, Si, Mo, W, Nb, V) элементов в химическом составе стали может приводить как к зональной, так и к фазовой ликвации в структуре непрерывно литого сляба. Вариации фазового состава при температурах кристаллизации и горячей деформации могут приводить к горячему растрескиванию полуфабриката при его прокатке.

Важно отметить, что разработка или оптимизация промышленных технологий производства изделий из подобного рода сталей всегда связаны с большими экономическими затратами из-за высокой себестоимости готового продукта. В настоящее время имеется возможность теоретической (расчетной) оценки фазовых составов материалов в зависимости от их химических составов и температуры. Программное обеспечение Thermo-Calc позволяет достаточно точно спрогнозировать фазовые составы при равновесной и слабонеравновесной кристаллизациях, а также оценить основные критические точки материалов и установить температурные интервалы фазовой стабильности при заданных вариациях химического состава.

В работе проведен термодинамический анализ для феррито-мартенситных сталей на основе X13 с целью нахождения оптимального сочетания химического состава и температурных интервалов для горячей прокатки.

Алгоритм анализа включал: 1) расчет фазовых равновесий при кристаллизации для среднего химического состава; 2) аналогичный расчет при максимуме ферритообразующих, минимуме аустенитообразующих элементов; 3) расчет при обратном соотношении аустенито- и ферритообразующих элементов; 4) расчеты по влиянию отдельных легирующих элементов на фазовый состав стали при кристаллизации.

С помощью программного обеспечения Thermo-Calc установлено, что в пределах одной марки стали при разных вариациях химиче-

ского состава возможны большие различия в фазовом составе, которые могут приводить к браку полуфабриката в процессе его горячей прокатки (рис., а). Однако существуют вариации химического состава, при которых в широком интервале температур возможно осуществить горячую прокатку изделий в однофазной аустенитной области (рис., б).

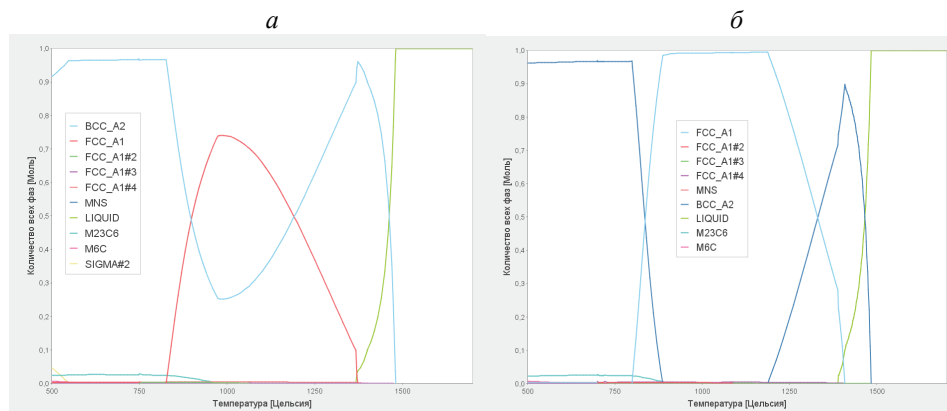


Рис. Результаты расчетов фазовых равновесий  
в сталях феррито-мартенситного класса  
при различных вариациях химического состава:

а — недопустимый химический состав; б — оптимальный химический состав

Показана возможность оптимизации химических составов сталей для проведения горячей деформации в интервале температур, находящемся в однофазной аустенитной области.

### Литература

1. Биронт В. С., Крушенко Г. Г. Влияние термической и термоциклической обработки на структуру и свойства мартенситно-старееющей стали // Engineering & Technologies. 2008. Т. 1, № 3. С. 247–255.
2. Перкас М. Д., Кардонский В. М. Высокопрочные мартенситностареющие стали. М. : Металлургия, 1970. 224 с.
3. Evolution of microstructure in stainless martensitic steel for seamless tubing / I. Yu. Pyshmintsev [et al.] // Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures (MRDMS-2017). AIP Conf. Proc. 2015. P. 040048-1-040048-5.

4. Соловьев В. А., Рачков В. И., Образцов С. М. Оптимизация химического состава феррито-мартенситной стали в целях повышения кратковременных механических свойств // Атомная энергетика. 2013. № 1. С. 22–23.

5. Перспективные высокохромистые стали для применения в оболочках твэлов реакторов на быстрых нейтронах / Е. А. Медведева [и др.] // Физика и химия обработки материалов. 2001. № 6. С. 26–31.

6. Фазовые превращения и свойства электротехнических сталей / Л. В. Миронов Л. В. [и др.]. Свердловск : Металлургиздат, 1962. 35 с.

УДК 539.3

**Э. А. Аглетдинов<sup>1\*</sup>, А. Ю. Виноградов<sup>2</sup>, Д. А. Дрозденко<sup>3</sup>**<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти<sup>2</sup> Норвежский университет естественных и технических наук, г. Тронхейм (Норвегия)<sup>3</sup> Карлов университет, г. Прага (Чехия)

\*aeinar7@gmail.com

## СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ МАГНИЯ

Проведен статистический анализ сигналов акустической эмиссии, полученных при сжатии монокристаллов магния, ориентированных определенным образом по отношению к оси приложенной нагрузки. Выявлено, что механическое двойникование относится к коррелированным процессам с памятью. Дислокационное скольжение же, напротив, проявляется как процесс, состоящий из случайных и независимых друг от друга элементарных актов.

*Ключевые слова:* пластическая деформация, магний, акустическая эмиссия, двойникование, обработка сигналов

**E. A. Agletdinov, A.Yu. Vinogradov, D. A. Drozdenko**

## STATISTICAL ANALYSIS OF ACOUSTIC EMISSION SIGNALS DURING PLASTIC DEFORMATION OF MAGNESIUM SINGLE CRYSTALS

Statistical analysis of acoustic emission during compression of magnesium monocrystals, oriented in a proper way to the loading axis, was carried out. It was revealed that mechanical twinning refers to the history depended processes. In contrast, the dislocation slip appears as a process consisting of random and independent elementary acts.

*Key words:* plastic deformation, magnesium, acoustic emission, twinning, signal processing

**За** последнее десятилетие магний и его сплавы стали востребованными конструкционными материалами в аэрокосмической, ав-

томобильной и других областях в связи с их высокой удельной прочностью и пластичностью. Деформационное поведение, демонстрируемое материалами с ГПУ-решеткой, значительно отличается от металлов с кубической решеткой. В условиях, когда количество систем скольжения сильно ограничено, механическое двойникование вносит большой вклад в общую деформацию кристалла. Это происходит за счет разориентировки кристаллической решетки при двойниковании и активации дислокационного скольжения в благоприятно разориентированном кристалле [1]. Как известно, метод акустической эмиссии (АЭ) является мощным средством для исследования процессов, происходящих в материале под нагрузкой [2]. Высокая чувствительность метода и динамическая природа явления благоприятствуют идентификации различных механизмов пластической деформации и детальному исследованию их свойств. Однозначное количественное описание уникального акусто-эмиссионного отклика, создаваемого различными источниками локального сброса напряжений, является весьма непростой задачей. Поэтому для анализа и интерпретации сигналов акустической эмиссии необходимо применять современные методы обработки и анализа данных. Идея настоящей работы состоит в использовании новых методов статистического анализа сигналов АЭ для исследования процессов пластической деформации.

В качестве материала для испытаний был взят чистый монокристаллический магний. Проводились механические испытания на сжатие. Для того чтобы активировать основные механизмы пластической деформации в изоляции друг от друга, ось сжатия была ориентирована двумя способами: вдоль оси монокристалла  $\langle 11\bar{2}2 \rangle$  — активация базисного скольжения, вдоль оси  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . — активация механического двойникования. Для определения ориентации образцов был использован рентгеновский дифрактометр Panalytical. Испытания сопровождались беспороговой записью сигналов АЭ. Использовалась плата PCI-2 фирмы PAC, частота дискретизации 2 МГц, датчик MST8S. Для проверки результатов анализа сигналов АЭ выполнялись in-situ исследования микроструктуры в камере сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Zeiss Crossbeam Auriga, оборудованного приставкой MTEST Quattro. Механические испытания периодически приостанавливались для получения микроструктуры при различных увеличениях.

Обработка сигналов АЭ включала в себя три этапа. Во-первых, проводилось детектирование событий оригинальным алгоритмом детектирования сигналов малых амплитуд [3; 4]. Далее был проведен статистический анализ потока выделенных сигналов. Анализ основан на использовании представлений теории точечных процессов к потоку сигналов. Эта процедура детально описана в работе [4]. На третьем этапе проводилась кластеризация сигналов методом ASK [5].

Статистический анализ сигналов АЭ показал, что механическое двойникование относится к процессам с памятью, то есть между последующими актами зарождения и роста двойников существует корреляция. Дислокационное скольжение же, напротив, проявляется как процесс, состоящий из случайных и независимых друг от друга элементарных актов. Анализ изменения микроструктуры при нагружении полностью подтвердил результаты анализа АЭ-сигналов.

### Литература

1. Agnew S. R. Deformation mechanisms of magnesium alloys, in : C. Bettles, M. Barnett (Eds.) // *Advances in Wrought Magnesium Alloys: Fundamentals of Processing, Properties and Applications*. 2012. С. 63–104.
2. Acoustic-Emission Study of Intermittency of Plastic Flow during Twinning and Dislocation Glide / I. V. Shashkov [et al.] // *Acta Physica Polonica*, A. 2012. T. 122, № 3. С. 430–434.
3. A novel Bayesian approach to acoustic emission data / E. Agletdinov [et al.] // *Ultrasonics*. 2016. Vol. 72. С. 89–94.
4. Agletdinov E., Vinogradov A., Merson D. Mechanical Twinning is a Correlated Dynamic Process // *Scientific Reports*. 2019. V. 9.
5. Pomponi E., Vinogradov A. A real-time approach to acoustic emission clustering // *Mech. Syst. Signal Process.* 2013. T. 40, № 2. С. 791–804.



УДК 539.383

**М. П. Пузанов**

ВИЗ-Сталь, г. Екатеринбург

*puzanov\_mp@nlmk.com*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## ВАРИАНТ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПРИ СЖАТИИ ЦИЛИНДРА ИЗ АНИЗОТРОПНОГО МАТЕРИАЛА

Рассмотрен процесс сжатия цилиндра из анизотропного материала. Для анализа пластического течения применена теория Хилла. Получено решение краевой задачи для одного из вариантов соотношений коэффициентов Хилла. Показано, что основания цилиндрической заготовки в этом случае превращаются из окружностей в овалы. Приведено векторное решение задачи с совокупностью стрелок, характеризующих направление главных деформаций.

*Ключевые слова:* сжатие цилиндра, анизотропия механических свойств, электротехническая сталь, тензор деформаций, условие текучести Хилла

**M. P. Puzanov**

## OPTION FOR CHANGE IN COMPRESSION OF A CYLINDER FROM ANISOTROPIC MATERIAL

The compression process of a cylinder made of anisotropic material is considered. For the analysis of plastic flow, Hill's theory was applied. The solution of the boundary value problem is obtained for one of the variants of the relations of Hill coefficients. It is shown that the bases of a cylindrical billet in this case turn from circles to ovals. A vector solution of the problem with a set of arrows characterizing the direction of the main deformations is given.

*Key words:* cylinder compression, anisotropy of mechanical properties, electrical steel, strain tensor, Hill yield condition

**П**роцесс кузнечной осадки в книгах по теории пластичности рассматривается как один из самых простых для теоретического описания. Однако при ближайшем рассмотрении и приближении

к более реальным реономным свойствам деформируемых материалов этот процесс выглядит гораздо более сложным. Свои математические решения существуют для кузнечной осадки среды со свойством пластической сжимаемости [1], для несжимаемых сред, но имеющих свойство разупрочнения [2] и для сред с еще более сложными свойствами.

Одно из свойств, которое часто для упрощения подхода не принимается во внимание — это свойство анизотропии. В большинстве случаев среда описывается как изотропная, что сказывается на формулировке условия текучести, а также на формулировке уравнений связи напряжений и деформаций. Формирование анизотропии свойств является часто негативным моментом в технологиях [3], но иногда это позволяет усиливать какое-либо свойство, например, магнитное [4] в нужном направлении. Анизотропию магнитных свойств в магнитомягких материалах используют в устройствах, преобразующих электрическую энергию, добиваясь повышения магнитной проницаемости и снижения коэрцитивной силы в заданном направлении.

Вариантом описания анизотропии пластических свойств металла является условие текучести Хилла. Его использовали в данной работе для решения краевой задачи осадки цилиндрической заготовки [5–6]. Решение осуществляли, применяя метод конечных элементов, реализованный в программном модуле Deform-3D. В условие текучести Хилла входит ряд коэффициентов, характеризующих различие свойств материала в различных направлениях:  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$ ,  $N$ , их часто называют коэффициентами анизотропии. На рис. 1 отображена общая постановка задачи. Верхний и нижний бойки осуществляют сжатие четверти цилиндра. Осадка производилась перемещением верхнего бойка, величина обжатия составляла 40 %. На боковых гранях заготовки были применены граничные условия симметрии, трение на контактных поверхностях задавалось по закону Кулона. Величина коэффициента трения принята минимально возможной  $\mu = 0,0001$ .

В решении задачи назначали различное соотношение коэффициентов анизотропии и получали различное формоизменение цилиндрической заготовки. Для оценки деформированного состояния применяли и векторное отображение главных деформаций, что иллюстрируется рис. 2, где показан вариант решения задачи для соотношения коэффициентов  $F = 7 G$ ;  $G = H$ .

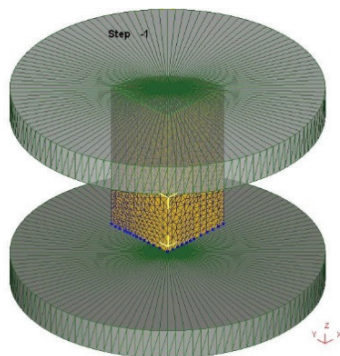


Рис. 1. Модель процесса осадки

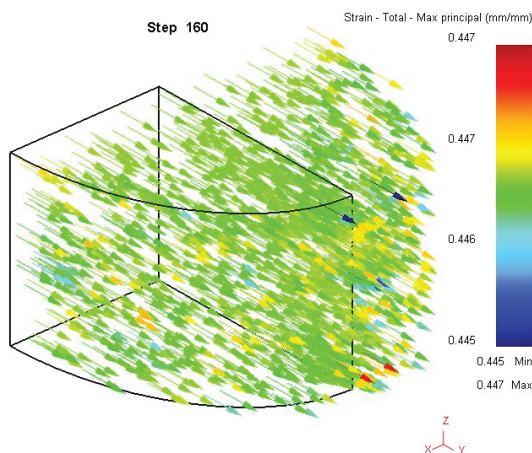


Рис. 2. Векторное отображение (стрелки) главных максимальных деформаций на четверти объема цилиндра

Деформация сжатия была направлена вдоль оси  $Z$ . Соответственно, материал мог деформироваться за счет растяжения по осям  $X$  и  $Y$ . Анализ рисунка показывает, что главные максимальные деформации в рассматриваемом случае практически одинаковы и направлены в сторону координаты  $Y$ . Деформации растяжения относительно оси  $X$  оказываются меньше. Это приводит к тому, что основания цилиндра превращаются в овалы с длинной осью, направленной вдоль оси  $Y$ , а короткой — вдоль оси  $X$ .

Полученное решение соответствует представлениям о предпочтительном пластическом течении материала в том направлении, в котором сопротивление деформации оказывается меньше.

### Литература

1. Дегтярев И. С., Колмогоров В. Л., Логинов Ю. Н. Осадка пористой полосы в условиях предельного трения // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 1975. № 6. С. 126–129.
2. Логинов Ю. Н., Ершов А. А. Влияние вида кривой упрочнения на локализацию деформации при осадке титановых заготовок // Титан. 2012. № 1 (35). С. 22–28.
3. Логинов Ю. Н., Зуев А. Ю. Формоизменение и сопротивление деформации анизотропной непрерывно-литой меди // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 1. С. 32–37.
4. Логинов Ю. Н., Ермаков А. Е., Шангуров А. В. Исследование формирования анизотропии магнитных свойств при осадке заготовок из сплавов системы Mn–Al–C // Кузнечно-штамповочное производство. 1996. № 8. С. 4–5.
5. Логинов Ю. Н., Пузанов М. П. Моделирование процесса осадки цилиндрической заготовки при использовании условия текучести Хилла // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2017. № 9. С. 11–16.
6. Loginov Y. N., Puzanov M. P. Finite element modeling of the upsetting of an anisotropic cylindrical workpiece // AIP Conference Proceedings. 2017. V. 1915. P. 040033-1-040033-5.

УДК 621.774.352

**А. В. Владимиров\*, Г. А. Орлов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*vladimirovalexy@mail.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Г. А. Орлов

## КВАЛИМЕТРИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА МУФТОВОЙ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ ТРУБ НЕФТЯНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В докладе развивается подход к оценке качества продукции с использованием комплексных показателей качества. Рассмотрен расчет комплексных показателей качества горячекатаной муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб. Проведено сравнение средневзвешенных арифметических и геометрических комплексных показателей. На основе полученных данных выявлены резервы повышения качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб.

*Ключевые слова:* насосно-компрессорные трубы, трубопрокатный агрегат, муфтовая заготовка, комплексная оценка качества, показатели качества

**A. V. Vladimirov, G. A. Orlov**

## COUPLING BILLET QUALITY ASSESSMENT FOR TUBING

The article develops an approach to assessing product quality using integrated quality indicators. The calculation of complex quality indicators of a hot-rolled coupling billet for tubing is considered. A comparison of the weighted arithmetic and geometric complex indicators. Based on the data obtained, reserves for improving the quality of the coupling billet for tubing have been identified.

*Key words:* tubing, pipe rolling unit, coupling billet, comprehensive quality assessment, quality indicators

В современном мире получил значительное развитие комплексный подход к оценке качества металлопродукции, основанный на принципах относительно новой науки — квалиметрии [1].

В качестве объекта исследования выбрали муфтовую заготовку для насосно-компрессорных труб наружным диаметром 108 мм и толщи-

ной стенки 19,5 мм; марка стали — 32ХГА; группа прочности L80, тип 1. Нормативная документация: API Spec 5CT (Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия), где содержатся требования по механическим свойствам, качеству поверхности, химическому составу; технологический регламент (особенности производства обсадных и насосно-компрессорных труб с новыми видами резьбовых соединений) ТР 161-0-1486—2019, где изложены требования к точности труб.

Далее в соответствии с методологией комплексной оценки качества [2–4], определили 18 единичных показателей качества.

Для выбранных единичных показателей качества определили эталонные  $x_э$  и браковочные  $x_{бр}$  значения свойств в натуральном выражении по рекомендациям [5].

Нормирование показателей качества проводится по следующим формулам:

$$\text{при } x_э > x_{бр} \text{ имеем } k = \frac{x - x_{бр}}{x_э - x_{бр}}, \quad (1)$$

если увеличение значения свойства приводит к повышению качества.

Можно принять  $x_э = 0$  и формулу (1) использовать в виде:

$$k = 1 - \frac{x}{x_{бр}}. \quad (2)$$

Если увеличение значения свойства приводит к понижению качества,  $x_э < x_{бр}$ :

$$k = \frac{x_{бр} - x}{x_{бр} - x_э}. \quad (3)$$

Формула (3) дает те же предельные условия, что и формула (1).

Например, временное сопротивление трубных заготовок для муфт группы прочности L80 тип 1 в соответствии с API 5 CT должно быть не менее 655,0 МПа. Браковочное значение выбираем 650 МПа, а эталонное значение принимаем 800 МПа, учитывая что механические свойства определяются с точностью до 5 ед. Для нормирования применяем формулу (1).

Точность наружного диаметра Р 161—0-1486—2019 оценивается предельными отклонениями, которые для наружного диаметра 108 мм должны составлять +1,0/–0,0 %. Нормированное значение вычисляем по формуле (2).

Нормирование содержания вредных примесей выполним по формуле (3). Например, содержание серы в соответствии с API 5 СТ должно быть не более 0,015 %. Браковочное значение принимаем 0,02 %, эталонное — 0,0 %.

Далее определили коэффициенты значимости единичных свойств экспертным методом. Затем рассчитали комплексный показатель качества продукции  $K_0$ , приведенных в табл.

Таблица

Значения единичных свойств для вычисления комплексного показателя качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб

№	Свойство	$X$	$k_i$	$a_i$
1	Наружный диаметр, мм	108,5	0,616	0,052
2	Стенка, мм	20,0	0,79	0,052
3	Овальность, мм	0,3	0,8	0,048
4	Точность мерной длины 9,6 м, мм	0,0	1,0	0,048
5	Кривизна, мм	10,0	0,5	0,048
6	Временное сопротивление, МПа	769,0	0,304	0,072
7	Предел текучести, МПа	619,0	0,672	0,067
8	Относительное удлинение, %	26,0	0,8	0,067
9	Прокаливаемость материала, мм	50,4	0,69	0,072
10	Значение твердости, HRC	21,3	0,53	0,061
11	Содержание серы, %	0,0029	0,855	0,065
12	Содержание фосфора, %	0,010	0,5	0,066
13	Содержание кремния, %	0,28	0,66	0,051
14	Содержание оксидов, %	2,5	0,75	0,063
15	Содержание сульфидов, %	1,78	0,72	0,068
16	Глубина поверхностных дефектов, % от диаметра	1,0	0,545	0,046
17	Коэффициент использования металла	0,75	0,625	0,049

Оценку полученных значений сделали по шкале Харрингтона: диапазон значений 0,64...0,8 соответствует хорошему качеству [6].

Таким образом, на основе квалиметрической оценки удалось выявить резервы повышения качества муфтовой заготовки для насосно-компрессорных труб, такие как: точность наружного диаметра труб, кривизна труб, глубина поверхностных дефектов на наружной поверхности труб.

### **Литература**

1. Азгальдов Г. Г., Костин А. В., Садовов В. В. Квалиметрия для всех : учеб. пособие. М. : ИД ИнформЗнание, 2012. 165 с.
2. Гун Г. С. Управление качеством высокоточных профилей. М. : Металлургия, 1984. 152 с.
3. Орлов Г. А., Орлов А. Г. Комплексная оценка качества стального проката // Производство проката. 2018. № 4. С. 3–8.
4. Орлов Г. А., Логинов Ю. Н., Орлов А. Г. Комплексная оценка качества горячекатаных стальных труб // Черные металлы. 2018. № 4. С. 41–45.
5. Орлов Г. А., Горбунова Ю. Д. Разработка методики комплексной оценки качества горячештампованных эллиптических днищ // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 12. С. 97–102.
6. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М. : Машиностроение., 1980. 304 с.



УДК 669.1

**Л. А. Лобанова<sup>\*</sup>, А. В. Берштейн**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*lobanova231097@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ СТАЛЕЙ СУПЕРМАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

В работе описана проблема образования дефекта «полосчатости микроструктуры» в низкоуглеродистых сталях супермартенситного класса. Предложены варианты снижения вероятности образования данного дефекта. Для этого проведены термодинамические расчеты с целью подбора оптимального химического состава и температурного интервала горячей деформации.

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая сталь, полосчатость структуры, термодинамические расчеты, химический состав, горячая прокатка

**L. A. Lobanova, A. V. Berstein**

## DETERMINATION OF THE OPTIMUM CHEMICAL COMPOSITION AND TEMPERATURE INTERVAL OF HOT DEFORMATION FOR STEELS OF SUPERMARTENSITIC CLASS

The formation problem of the “banded microstructure” defect in low-carbon steels of the supermartensitic class was described. Options for reducing the likelihood of this defect are proposed. For this, thermodynamic calculations were carried out in order to select the optimal chemical composition and temperature range of hot deformation.

*Key words:* low carbon steel, banding structure, thermodynamic calculations, chemical composition, hot rolling

**О**своение нефте- и газовых месторождений в прибрежных зонах и открытом море предполагает использование труб

из высокохромистых коррозионностойких сталей типа «13Cr» и «супер-хром» [1–3]. Высокое легирование этого класса материалов обеспечивает в изделии при деформации и термических обработках дисперсную, мартенситную, структуру, упрочненную карбидными фазами, с уникальным комплексом химических и механических свойств [4–7].

К сталям супермартенситного класса относится исследуемая марка 10X13H3MФБ. Такие стали должны соответствовать ряду параметров, в число которых входит балл полосчатости микроструктуры. Указанный параметр характеризует дефект: «полосатость микроструктуры» [8], приводящий к разрушениям полуфабрикатов на этапе производства.

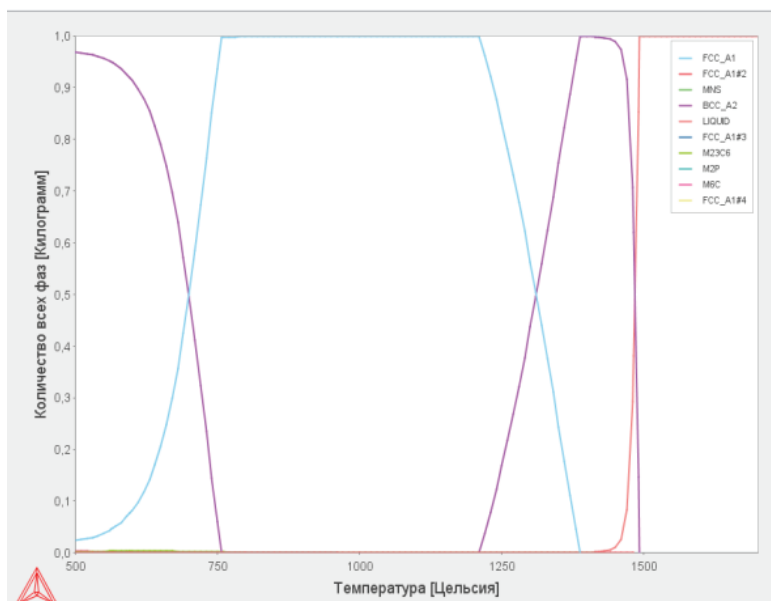
Возможной причиной появления дефекта является фазовая ликвация [9], которая не может быть устранена повторным нагревом. Однако имеется возможность снизить вероятность ее образования. Для этого важно обратить внимание на фазовый состав стали при ее выплавке и деформации, а именно проводить кристаллизацию и горячую прокатку стали, только в однофазных состояниях (в  $\delta$ -феррита и аустенита соответственно).

Целью настоящей работы являлось определение оптимальных химического состава и температурного интервала горячей прокатки, удовлетворяющих условию однофазности материала при его обработке.

В качестве инструмента расчетов использовалось программное обеспечение Thermo-Calk. Применялись следующие функции программы: расчет фазовых равновесий для среднего химического состава с вариациями содержания С и Ni (рис. 1, а, б); построение политемпературных разрезов для среднего химического состава с различным содержанием Ni (рис. 2).

Расчет фазовых равновесий позволил проследить тенденцию влияния С и Ni на кристаллизацию сплава в  $\delta$ -фазе. После анализа полученных результатов предложены оптимальные химические составы для выплавки исследуемых типов стали. По данным построенных политемпературных разрезов установлены температурные интервалы горячей прокатки для среднего химического состава с различным содержанием Ni — 2, 3, 4 мас. %.

*a*



*б*

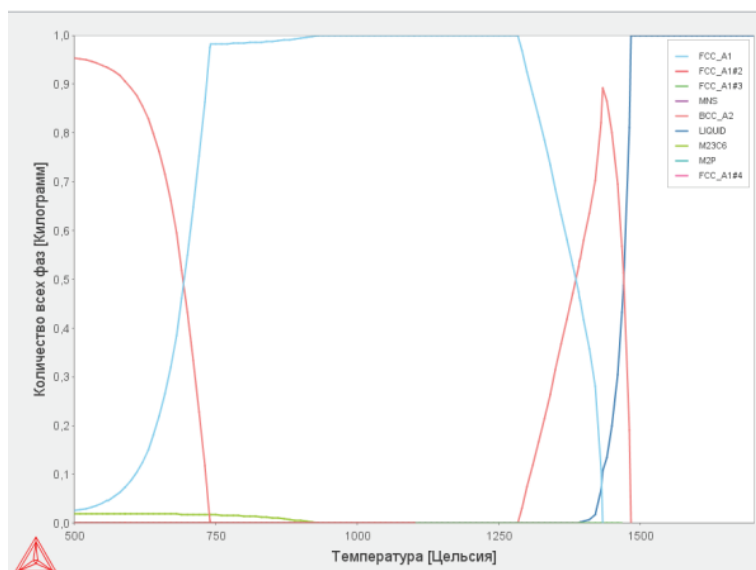


Рис. 1. Результаты расчетов фазовых равновесий для сталей типа 10X13N3МФБ содержащих различное количество легирующих элементов:

*a* — 0,02 мас. % С, 3,0 мас. % Ni; *б* — 0,1 мас. % С, 4,0 мас. % Ni

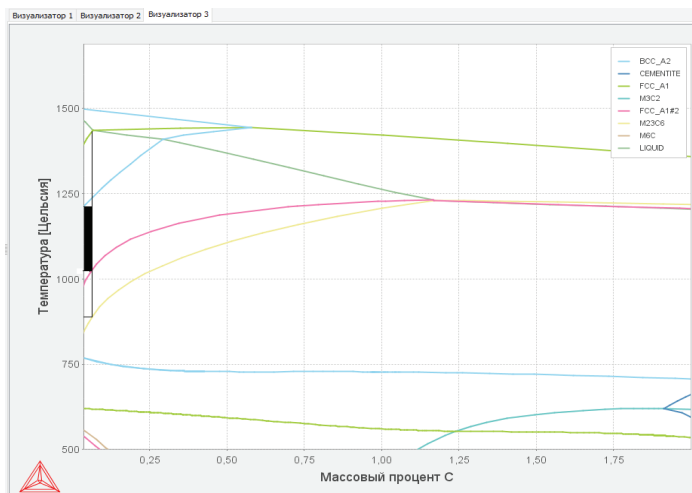


Рис. 2. Политермический разрез для среднего химического состава стали типа 10X13H3МФБ с содержанием 0,1 мас. % С и 4,0 мас. % Ni с обозначением оптимального температурного интервала горячей прокатки

### Литература

1. Development of sour-resistant 13 % Cr oil-country tubular goods with improved CO<sub>2</sub>-corrosion resistance / H. Asahi [et al.] // Nippon Steel Technical Report. 1997. No 1. P. 53–58.
2. Gooch T. G. Heat treatment of welded 13 %Cr4 %Ni martensitic stainless steels for sour service // Welding Journal. 1995. V. 74. P. 213–223.
3. Rhodes P. R. Environment-assisted cracking of corrosion-resistant alloys in oil and gas production environments: A review // Corrosion. 2001. V. 57. P. 923–966.
4. Lo K. H., Shek C. H., Lai J. K. L. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering R: Reports. 2009. V. 65. P. 39–104.
5. Механическое поведение и хрупко-вязкий переход в высокохромистой мартенситной стали / М. В. Однобокова [и др.] // ФММ. 2016. Т. 117, № 4. С. 404–413.
6. Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe-13 %Cr–4 %Ni–Mo martensitic stainless steel / Y. Y. Song [et al.] // Materials Science and Engineering A. 2010. V. 527. P. 614–618.
7. Akhmed'yanov A. M., Rushchits S. V., Smirnov M. A. Hot deformation of martensitic and supermartensitic stainless steels // Trans Tech Publications. 2016. V. 870. P. 259–264.
8. ГОСТ Р 54570–2011. Сталь. Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур. М. : Стандартиформ, 2012. 32 с.
9. Evolution of Microstructure in Stainless Martensitic Steel for Seamless Tubing / I. Yu. Pyshmintsev [et al.] // AIP Conf. Proc. 2017. V. 1915. P. 040048-1-040048-5.

УДК 621.774.3

**А. Г. Орлов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*alor110@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗДАЧИ РАЗНОСТЕННЫХ ТРУБ

Проведено компьютерное моделирование раздачи внутренним давлением разностенных труб из стали, алюминиевого и титанового сплавов. Проведен полный факторный вычислительный эксперимент с варьированием факторов: исходной разностенности, тонкостенности и упрочняемости труб. Получены уравнения регрессии внутреннего давления в момент разрушения и конечной разностенности от перечисленных факторов. Рекомендовано применять трубы с минимальной исходной разностенностью в трубопроводах, проводящих жидкости высокого давления.

*Ключевые слова:* раздача труб внутренним давлением, разностенность, метод конечных элементов, разрыв труб при раздаче, напряжения разрыва

**A. G. Orlov**

## MODELING THE PROCESS OF WALL THICKNESS VARIATION PIPES EXPANDING

A computer simulation of the internal pressure expanding was performed for pipes with uneven wall thickness made of steel, aluminum and titanium alloys. A full factorial computational experiment was performed by varying factors: the initial wall thickness variation of pipes, D/S and parameter of hardening of alloys. The regression equations were obtained by the internal pressure at the time of the destruction and final wall thickness variation from these factors. It is recommended in conduits conducting high-pressure fluid to apply pipes with minimal variation in wall thickness.

*Key words:* pipe expanding with internal pressure, wall thickness variation, finite element method, expanding pipe fracture, fracture stresses

**А**ктуальным является изучение условий эксплуатации трубопроводов, работающих под внутренним давлением [1], а также про-

цесса раздачи некоторых видов труб. В статье представлены результаты компьютерного моделирования методом конечных элементов процесса раздачи разностенных труб внутренним давлением.

Моделирование провели в соответствии с планом полного факторного вычислительного эксперимента  $2^3$  (табл.). Упрочняемость рассмотренных сплавов (алюминиевого АМг2, стали 40ХГН, титанового сплава 0Т4–1) оценили по величине истинного напряжения при степени деформации  $\varepsilon = 0,5$ , которое для рассмотренных сплавов изменяется в соотношении 1 : 2 : 1,6 [2]. В качестве функций отклика выбрали конечную относительную разностенность [3] и внутреннее давление в момент разрушения.

Таблица

План и результаты вычислительного эксперимента

Номер опыта	Исходная разностенность ( $X_1$ ), %	Упрочняемость материала ( $X_2$ )	$D/S$ ( $X_3$ )	Конечная разностенность, %	Внутреннее давление, МПа
1	15	2	22	17,05	17,8
2	15	2	11	16,95	34,07
3	15	1	22	16,49	11,62
4	15	1	11	16,97	22,42
5	5	2	22	6,16	19,60
6	5	2	11	6,07	37,24
7	5	1	22	7,30	13,13
8	5	1	11	7,02	25,06

В результате обработки данных табл. получили следующие уравнения регрессии [4] в соответствии с учетом оценки значимости коэффициентов:

$$Y_1 = 22,62 - 1,14x_1 + 4,56x_2 - 7,08x_3 - 0,10x_1x_2 - 1,40x_2x_3 + 0,31x_1x_3; \quad (1)$$

$$Y_2 = 11,75 + 5,12x_1 - 0,19x_2 + 0,33x_1x_2 - 0,093x_1x_3 + 0,095x_1x_2x_3, \quad (2)$$

где  $Y_1$  — внутреннее давление в момент разрушения, МПа;  $Y_2$  — конечная разностенность, %;  $x_1, x_2, x_3$  — кодированные значения, соответственно, исходной разностенности, упрочняемости материала,  $D/S$ ;

$$x_i = \frac{2(X_i - X_i^{\text{cp}})}{X_i^{\text{max}} - X_i^{\text{min}}}.$$

Уравнение (1) показывает, что внутреннее давление, требуемое для разрушения трубы, растет с увеличением упрочняемости материала и падает с ростом исходной разностенности и относительной тонкостенности  $D/S$ . Уравнение (2) демонстрирует, что в процессе нагружения относительная разностенность всегда увеличивается за счет уменьшения более тонкой стенки, но менее интенсивно для более упрочняющегося материала. Например, получили, что разрушение труб с исходной разностенностью 15 % из рассмотренных сплавов АМг2, 40ХГН и 0Т4–1 происходит при внутренних давлениях 22,4 МПа; 34,2 МПа и 24 МПа соответственно. В процессе раздачи разностенность увеличилась с 15 до 17 %, рост наружного диаметра не превысил 5 %. Разрыв трубы происходит всегда в области тонкой стенки [5]. Изменение разностенности труб в операции редуцирования отражено в работе [6]. Применительно к титановому сплаву 0Т4–1 допущено упрощение в описании свойств как изотропной среды, более точным явился бы подход с позиции анизотропии [7].

Таким образом, увеличение исходной разностенности труб ускоряет процесс их разрушения в области тонкой стенки, поэтому в трубопроводах, проводящих жидкости высокого давления, рекомендуется применять трубы с минимальной исходной разностенностью.

### Литература

1. Гумеров А. Г., Ямалеев М. Трещиностойкость металла труб нефтепроводов. М. : Недра, 2001. 231 с.
2. Полухин П. И., Гун Г. Я., Галкин А. М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. М. : Metallurgia, 1976. 488 с.
3. Столетний М. Ф., Клемперт Е. Д. Точность труб. М. : Metallurgia, 1975. 240 с.
4. Адлер В. И., Маркова Ю. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М. : Наука, 1976. 276 с.
5. Orlov G. A., Kotov V. V., Orlov A. G. Simulation of the behavior of pipes with variable wall thickness under internal pressure // Metallurgist. 2017. V. 61, № 1–2. P. 106–110.
6. Орлов А. Г., Логинов Ю. Н. Моделирование изменения разностенности при редуцировании труб // Magnitogorsk rolling practice. 2019. С. 79–80.
7. Логинов Ю. Н., Смирнов В. Г., Котов В. В. Обоснование влияния анизотропии на разнотолщинность холоднокатаных труб из титанового сплава // Производство проката. 2008. № 2. С. 28–31.

УДК 620.193

**В. А. Данилов<sup>\*</sup>, Д. Л. Мерсон**

НИИ Прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет,  
г. Тольятти

*\*VA.Danilov@yahoo.com*

Научный руководитель — проф., д-р физ.мат. наук Д.Л. Мерсон

## ОЦЕНКА КОРРОЗИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ

Работа посвящена проверке эффективности применения метода конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ) для количественной оценки повреждений поверхности металлических материалов при коррозионных испытаниях. На примере чистого магния разработана и апробирована методика, позволяющая за один тест определять скорости равномерной и локальной коррозии.

*Ключевые слова:* конфокальная лазерная сканирующая микроскопия, коррозия металлов, магний, методика коррозионных испытаний

**V. A. Danilov, D. L. Merson**

## ASSESSMENT OF CORROSION DAMAGE OF METAL MATERIALS USING CONFOCAL LASER SCANNING MICROSCOPY

This work is devoted to testing the effectiveness of the method of confocal laser scanning microscopy (CLSM) for the quantitative assessment of surface damage of metallic materials during corrosion tests. Methods, which allows to determine the rates of uniform and local corrosion in one test, was developed and tried out using pure magnesium as an example.

*Key words:* confocal laser scanning microscopy, metal corrosion, magnesium, corrosion test methods

**В**опросы коррозии уже многие десятилетия находятся под пристальным вниманием исследователей во всем мире [1], и одним



из таких вопросов является объективная оценка коррозионной повреждаемости.

Среди количественных методов исследования последствий коррозии на первом месте находится весовой метод, который, однако, имеет ряд недостатков: низкая точность и невозможность корректной оценки в случае локальной (неравномерной) коррозии. Таким образом, существует необходимость в разработке более точных и эффективных методов исследования коррозии, способных количественно описать не только равномерную, но и другие типы коррозии.

Для решения этой проблемы перспективным выглядит метод конфокальной лазерной сканирующей микроскопии, уже хорошо зарекомендовавший себя при решении различных металловедческих задач, в том числе в наших предыдущих работах, посвященных количественной фрактографии [2].

Целью работы стал анализ возможности метода конфокальной лазерной сканирующей микроскопии в качестве эффективного инструмента для количественной оценки коррозионной повреждаемости металлических материалов.

Для исследования был выбран чистый магний в форме дисков диаметром 2 мм. Из каждого образца после заливки в эпоксидную смолу изготавливали шлиф до тонкой полировки. Далее готовый шлиф выдерживался в коррозионной среде (0,9NaCl) в течение 24 ч. В процессе коррозионных испытаний происходит повреждение только поверхности исследуемого металла, поэтому поверхность заливки можно принять за базовую плоскость, являющуюся точкой отсчета при дальнейших измерениях. После испытаний с образца удалялись продукты коррозии реактивом для магния и его сплавов по ГОСТ 9.907–2007.

Поскольку исследуемая поверхность после испытаний имеет достаточно сложный с большими перепадами рельефа, для получения ее качественной картины требовалось отработать оптимальные режимы построения изображений с помощью КЛСМ: подобрать объектив, увеличение, шаг сканирования и фильтр для устранения оптических шумов.

*Выбор объектива и увеличения.* Исследовались 7 объективов, входящих в стандартную комплектацию прибора. Оказалось, что большинство объективов имело либо слишком низкое увеличение и разрешающую способность, либо слишком малое рабочее расстояние, и только один объектив — *MPLAPON20XLEXT* — обладал оптимальными пара-

метрами: обеспечивал высокую разрешающую способность при увеличении  $400\times$  и достаточное для безопасной работы расстояние между объективом и исследуемой поверхностью.

*Выбор фильтра для устранения шумов.* Перед началом каких-либо измерений для устранения шумов, возникающих в процессе съемки, требуется применять фильтрацию изображений. Согласно проведенным исследованиям, наиболее эффективным инструментом для удаления шумов является фильтр «pre-measurement» (PM), обеспечивающий полное удаление шумов и минимальное искажение реальной поверхности.

*Выбор шага сканирования вдоль оси Z.* Уменьшение шага сканирования, с одной стороны, повышает разрешающую способность, а с другой, — приводит к увеличению времени сканирования. Показано, что шаг сканирования, равный  $0,8\text{ мкм}$ , обеспечивает достаточное разрешение при минимальных трудозатратах (времени съемки).

С применением описанных выше параметров методики были сняты панорамы образцов из чистого магния после коррозионных испытаний до (рис., а) и после (рис., б) удаления продуктов коррозии, при этом вся площадь образца разбивалась на 16 кадров размерами  $640\times 640\text{ мкм}$  каждого.

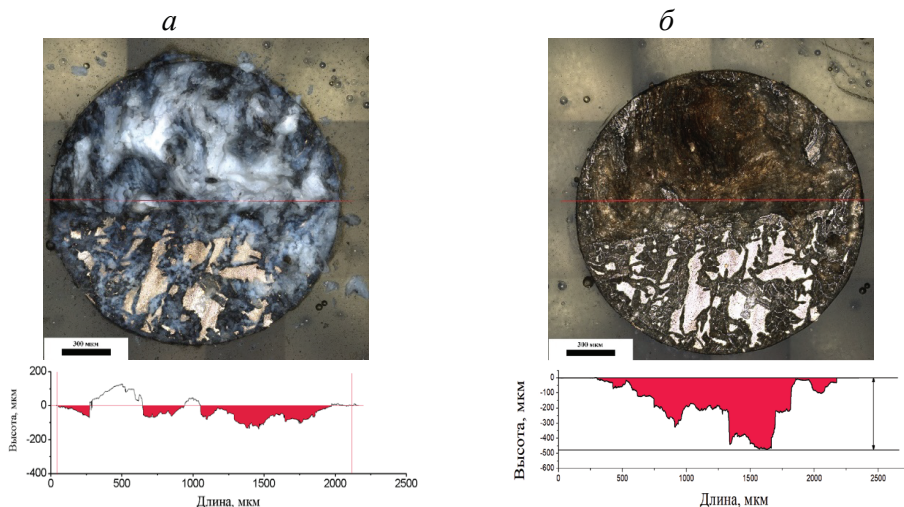


Рис. Панорамные изображения поверхности образцов, полученные с помощью КЛСМ:

а — после выдержки в  $0,9\text{NaCl}$ ; б — после удаления продуктов коррозии

Согласно профилограммам, полученным на основе данных съемки рельефа поверхности, коррозия чистого магния имеет неравномерный характер (рис., б). Очевидно, что максимальная скорость локальной коррозии определяется отношением наибольшей глубины проникновения коррозии к времени экспозиции в коррозионной среде (в данном случае 447 мкм/сут), а скорость равномерной коррозии равна отношению потерянного объема металла, отнесенного к площади сечения образца и времени экспозиции ( $\sim 34$  мм/год).

Таким образом, проведенное исследование показало, что метод КЛСМ является перспективным и эффективным инструментом для количественного анализа образцов после коррозионных испытаний и позволяет численно оценить как равномерную, так и локальную коррозию.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ  
в рамках научного проекта № 19–38–90090.*

#### **Литература**

1. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защита металлов. М. : ООО ТИД «Альянс», 2006. 472 с.
235. Confocal laser scanning microscopy: The technique for quantitative fractographic analysis / E. D. Merson, V. A. Danilov, D. L. Merson, A. Yu. Vinogradov // Engineering Fracture Mechanics. 2017. Т. 183. Р. 147–158.

УДК 669.295.

**Н. А. Худякова, Н. А. Баранникова, А. Г. Илларионов \***

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*\*illarionovag@mail.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. Г. Илларионов

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР И ИХ ВЗАИМОСВЯЗИ С ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ В СПЛАВЕ ТИТАНА ПТ-7М

В работе с использованием программы для термодинамических расчетов Thermo-Calc определены температуры полиморфного ( $\alpha+\beta$ )-превращения ( $T_{\text{пп}}$ ), солидуса ( $T_{\text{sol}}$ ), ликвидуса ( $T_{\text{liq}}$ ) в  $\alpha$ -сплаве титана ПТ-7 М в пределах марочного состава и установлена их взаимосвязь с химическим составом сплава через предложенные «алюминиевые эквиваленты»  $\text{Al}_{\text{экв}}^{T_{\text{пп}}}$ ,  $\text{Al}_{\text{экв}}^{T_{\text{sol}}}$ ,  $\text{Al}_{\text{экв}}^{T_{\text{liq}}}$ .

*Ключевые слова:* сплав титана ПТ-7 М, Thermo-Calc, химический состав, фазовый состав, температура ликвидуса, температура солидуса, температура полиморфного превращения, алюминиевый эквивалент

**N. A. Khudyakova, N. A. Barannikova, A. G. Illarionov**

## DETERMINATION OF CHARACTERISTIC TEMPERATURES AND THEIR RELATIONSHIP WITH THE CHEMICAL COMPOSITION IN TITANIUM ALLOY PT-7M

In the work, using the program for thermodynamic calculations Thermo-Calc, the polymorphic ( $\alpha+\beta$ )-transformation ( $T_{\text{pt}}$ ), solidus ( $T_{\text{sol}}$ ), liquidus ( $T_{\text{liq}}$ ) temperatures in the  $\alpha$ -alloy PT-7M in range of alloy composition were determined and their relationship with the chemical composition of the alloy through the proposed “aluminum equivalents”  $\text{Al}_{\text{ekv}}^{T_{\text{pt}}}$ ,  $\text{Al}_{\text{ekv}}^{T_{\text{sol}}}$ ,  $\text{Al}_{\text{ekv}}^{T_{\text{liq}}}$  was established..

*Key words:* titanium alloy PT-7 M, ThermoCalc, chemical composition, phase composition, liquidus temperature, solidus temperature, polymorphic transformation temperature, aluminum equivalent

Сплавы титана на основе  $\alpha$ -фазы ПТ-7М (Ti–2Al–2,5Zr — в мас. %) широко используются для производства коррозионноустойчивых труб, работающих при умеренных и повышенных температурах [1]. При получении слитков и деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов, включая ПТ-7 М, необходимо знание характеристических температур — полиморфного ( $\alpha + \beta$ )  $\Leftrightarrow$   $\beta$ -превращения ( $T_{пп}$ ), солидуса ( $T_{sol}$ ), ликвидуса ( $T_{liq}$ ), которые зависят от плавочного химического сплава и довольно трудоемки для определения экспериментальным путем. Определение данных температур также возможно на основании данных расчета фазовых равновесий в сплаве заданного химического состава, в частности в программном комплексе Thermo-Calc [2]. Исходя из этого в работе с использованием программного комплекса Thermo-Calc проведен расчет фазовых равновесий в широком температурном диапазоне (вплоть до перехода в жидкое состояние) в сплаве ПТ-7М и получены следующие результаты.

Рассчитано изменение фазового состава сплава ПТ-7М в зависимости от температуры нагрева и химического состава сплава в пределах марки и на основании анализа полученных данных определены соответствующие характеристические температуры  $T_{пп}$ ,  $T_{liq}$ ,  $T_{sol}$ . Исходя из двойных диаграмм состояния «Ti–химический элемент» [3] предложены формулы для расчета так называемых алюминиевых эквивалентов  $Al_{эkv}^{T_{пп}}$ ,  $Al_{эkv}^{T_{liq}}$ ,  $Al_{эkv}^{T_{sol}}$  для сплава ПТ-7 М разного состава. Данные эквиваленты показывают, какому «эквивалентному» содержанию алюминия в двойной системе Ti–Al соответствует совокупное содержание легирующих элементов и примесей в сплаве конкретного состава с точки зрения их влияния на  $T_{пп}$  ( $Al_{эkv}^{T_{пп}}$ ),  $T_{sol}$  ( $Al_{эkv}^{T_{sol}}$ ),  $T_{liq}$  ( $Al_{эkv}^{T_{liq}}$ ).

Установлено, что между температурами  $T_{пп}$ ,  $T_{liq}$ ,  $T_{sol}$ , параметром  $\Delta T$  ( $T_{liq} - T_{sol}$ ) и  $Al_{эkv}^{T_{пп}}$ ,  $Al_{эkv}^{T_{liq}}$ ,  $Al_{эkv}^{T_{sol}}$ ,  $(Al_{эkv}^{T_{liq}} - Al_{эkv}^{T_{sol}})$  соответственно, наблюдается линейная корреляционная зависимость. Обнаружено, что полученный при расчете  $T_{пп}$  коэффициент пропорциональности при  $Al_{эkv}^{T_{пп}}$  равен 14-ти, и это значение хорошо согласуется с имеющимися литературными данными [4] по влиянию алюминия на  $T_{пп}$  в титановых сплавах, содержащих до 2 % алюминия. Из сравнения рассчитанных  $T_{liq}$  для сплава ПТ-7 М разного состава с имеющимися литературными данными  $T_{liq}$  для различных двухфазных ( $\alpha + \beta$ )-титановых сплавов [5] обоснованы более высокие значения  $T_{liq}$  в  $\alpha$ -сплаве ПТ-7М вследствие отсутствия в нем легирующих элементов  $\beta$ -эвтектоидообразующих ста-

билизаторов, снижающих  $T_{\text{liq}}$ , по сравнению с большинством двухфазных сплавов титана.

Показана адекватность полученных на сплаве ПТ-7М линейных зависимостей  $\Delta T - (Al_{\text{экв}}^{T_{\text{liq}}} - Al_{\text{экв}}^{T_{\text{sol}}})$ , что создает перспективы их использования при оптимизации состава сплава для получения узкого интервала кристаллизации с наиболее высокими литейными свойствами.

*Исследование выполнено по гранту при финансовой поддержке  
Российского научного фонда (проект № 18–79–10107).*

### Литература

1. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник. М. : ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
2. Худякова Н. А. Определение температуры полиморфного  $(\alpha+\beta) \rightarrow \beta$ -превращения в  $\alpha$ -сплаве титана расчетными методами / Н. А. Худякова [и др.] // Материалы XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов — молодых ученых. Екатеринбург : УрФУ, 2017. С. 259–262.
3. Murray J. L. Phase diagrams of binary titanium alloys // Metals Park, Ohio: ASM International, 1987. 345 p.
4. Effect of Deformation rate on microstructure and tensile properties of cold rolled Ti–3Al–2,5V alloy tube / Qiang Liao [et al.] // Ti 2011 — Proceedings of the 12th World Conference on Titanium, 2012. V. 1. P.278–281.
5. Производство фасонных отливок из титановых сплавов / Е. Л. Биби-ков [и др.]. М. : Металлургия, 1983. 296 с.

.....

## **СЕКЦИЯ 5**

Функциональные  
металлические, керамические  
и композиционные материалы

.....

УДК 669.056.9

**А. Ю. Плесовских<sup>2\*</sup>, С. Е. Крылова<sup>2</sup>, С. П. Оплеснин<sup>1</sup>**<sup>1</sup> ООО «Технология», г. Оренбург<sup>2</sup> Оренбургский государственный университет, г. Оренбург\* *elgopefatal@gmail.com*

## РАЗРАБОТКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПОРШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ НЕФТЕГАЗОДОБЫВАЮЩЕЙ ОТРАСЛИ

Разработана и подготовлена порошковая композиция с содержанием упрочняющей карбидной фазы для промышленной технологии холодного газопламенного напыления. Исследована гранулометрия порошковой композиции. Произведен анализ микроструктуры и основных характеристик напыленного износостойкого покрытия и переходной зоны.

*Ключевые слова:* холодное газопламенное напыление, нефтегазовое машиностроение, карбидное упрочнение, многокомпонентные порошковые композиции, износостойкость

**A.Yu. Plesovskikh, S. E. Krylova, S. P. Oplesnin**

## DEVELOPMENT OF METALLURGICAL POWDER COMPOSITIONS WITH TUNGSTEN CONTENT FOR RESTORATION OF OIL AND GAS ENGINEERING DETAILS

A powder composition with the content of the hardening carbide phase for the industrial technology of cold flame spraying was developed and prepared. Granulometry of the powder composition was studied. The analysis of the microstructure and the main characteristics of the sprayed wear-resistant coating and the transition zone.

*Key words:* cold flame spraying, oil and gas engineering, carbide hardening, multicomponent powder compositions, wear resistance

**И**зносостойкое покрытие деталей нефтегазодобывающей отрасли должно иметь удовлетворительную дисперсную структуру и комплекс физико-механических характеристик, отвечающих усло-



виям эксплуатации. В соответствии с требованиями к определенным деталям была разработана порошковая композиция (представленная в таблице), обладающая оптимальным составом для упрочнения рабочей поверхности изделия.

Известно, что подобные составы используют для получения покрытий, стойких против коррозии, и работы в условиях агрессивных сред [1].

Для контроля размерности порошковой композиции перед напылением был произведен фракционный анализ с помощью растрового электронного микроскопа. На рис. 1 представлена гранулометрия пороков ПР-Х18Н9 и Рэлита, в таблице представлен химический состав напыляемых порошков.

Таблица

Химический состав напыляемых порошков

Наименование порошка	Содержание в композиции, %	Химический элемент, %						
		Fe	Cr	Ni	Si	C	Mn	W
Х18Н9	70	Основа	18,6	10,0	0,38	0,07	0,53	—
Рэлит	30	0,11	—	—	—	4	—	95,84

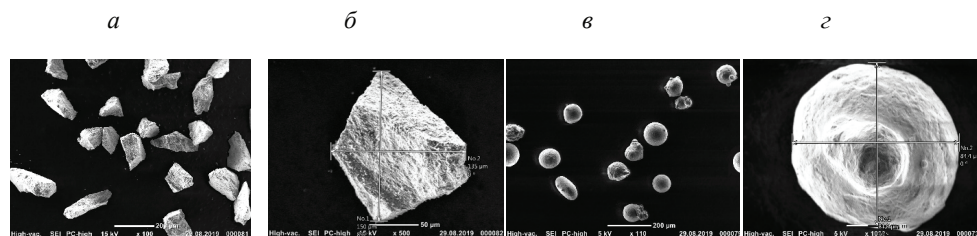


Рис. 1. Фракционный анализ напыляемых порошков:

*a* — общий вид порошка на основе вольфрама; *б* — размерность фракции Релита; *в* — ПР-Х18Н9; *г* — размерность фракции Прх18Н9

Анализ структуры покрытия показал, что при газотермическом напылении удалось получить удовлетворительное сцепление покрытия с подложкой. Толщина покрытия оптимальна и варьируется в пределах от 0,8 до 1 мм. Известно, что с увеличением толщины более 1,5 мм возникают внутренние напряжения, которые могут привести к отслаиванию покрытия. Структура напыленного слоя представлена на рис. 2.

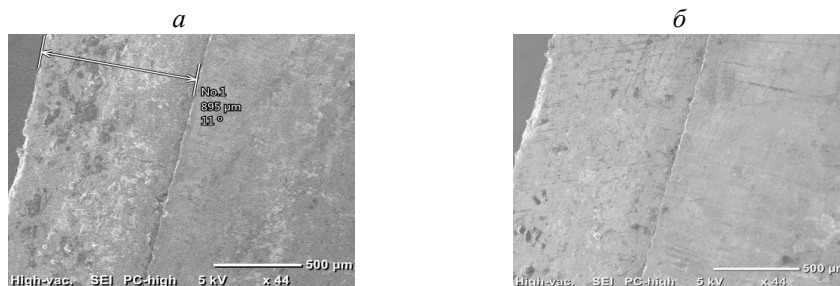


Рис. 2. Структура поверхностного слоя, полученного газопламенным напылением:

*a* — толщина напыленного слоя; *б* — микроструктура слоев

Так как механизм получения покрытия холодным газотермическим напылением основан на высокоскоростном ударе расплавленных частиц о подложку металла, структура поверхностного слоя характеризуется образованием и затвердеванием ламелей параллельно подложке [2]. Между ламелями имеются мелкие поры, окислы, включения карбидов вольфрама. Микротвердость исследуемого покрытия составляет около 1100 HV. Металлографический анализ напыленного слоя показал, что структура поверхностного слоя представляет собой металлическую основу (а—Fe) с равномерно усвоенными частицами по границам ламелей.

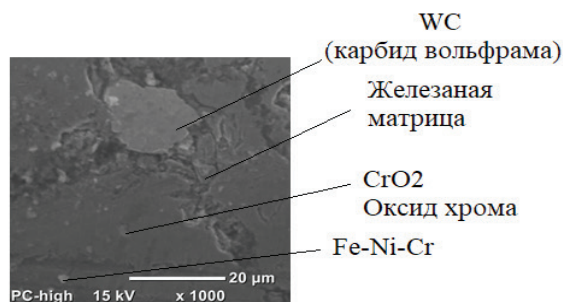


Рис. 3. Металлографический анализ напыления

Сформированное в процессе напыления покрытие превосходит литой материал с более высокой твердостью по износостойкости. В условиях абразивного износа покрытия также показывают высокую стойкость. Пористость полученного покрытия составляет 5–7 %. При этом

смазка при эксплуатации легко распространяется по поверхности, прочно на ней удерживается и заполняет поры, наблюдается эффект самосмазывания. Все эти факторы позволяют прогнозировать продолжительную безаварийную работу изделия, поверхность которого упрочнена с применением технологии газопламенного напыления в условиях сложного комбинированного изнашивания в присутствии агрессивных сред.

### **Литература**

1. Свойства газотермических покрытий [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.avcd.ru/svoystva-gazotermicheskikh-pokryitiy.html> (дата обращения: 25.10.2019).
2. Харламов Ю. А., Полонский Л. Г. Газотермическое напыление. Современное состояние и перспективы развития // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. 2016. № 2. С. 5–19.

УДК 538.9

**А. А. Комарский\*, И. В. Крутикова**

Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург

\*kivi14.07@yandex.ru

## КЕРАМИЧЕСКИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ОКСИДЫ ИТТРИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ИСПАРЕНИЯ

Наночастицы  $\text{Ce}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Pr}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ce}^{3+}:(\text{La}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$ ,  $\text{Pr}^{3+}:(\text{La}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$  были получены методом лазерного испарения с помощью иттербиевого волоконного лазера. Полученные нанопорошки состоят из сферических частиц со средним размером 14...17 нм. Структурные и морфологические свойства наночастиц были исследованы с помощью РФА, ПЭМ, БЭТ, ИК-Фурье спектроскопии.

*Ключевые слова:* наночастицы, лазерное испарение, керамика, оксид иттрия, сцинтилляторы, структура

**A. A. Komarskiy, I. V. Krutikova**

## NANOSTRUCTURED CERAMIC YTTRIA OBTAINED BY LASER EVAPORATION

$\text{Ce}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Pr}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ce}^{3+}:(\text{La}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$ ,  $\text{Pr}^{3+}:(\text{La}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$  nanoparticles were fabricated by laser ablation. The nanopowders consisted of spherical particles with average size of 14÷17 nm. The structural and morphological properties of the nanoparticles were investigated employing TEM, BET, FT-IR, XRD analysis.

*Key words:* nanoparticles, laser ablation, ceramics, yttrium oxide, scintillators, structure

**Н**аноструктурированный оксид иттрия ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) обладает высоким светопропусканием в видимой и ИК-области спектра, высокой термо- и химической стойкостью и является перспективным материалом для твердотельных лазеров, люминофоров и сцинтилляторов [1]. Трудно изготовить лазерный монокристалл  $\text{Y}_2\text{O}_3$  [2] из-за его высокой температуры плавления (2450 °С), но гораздо легче изготовить керамику  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , поскольку температура спекания керамики примерно на 700 °С ниже, чем температура плавления. В тоже время одной

из основных проблем создания высокопрозрачных материалов остается синтез наночастиц. Известно, что методы получения наночастиц при помощи размола и дробления не обеспечивают необходимой однородности распределения частиц по размерам и вносят загрязнения в измельчаемый материал. Наночастицы, полученные химическими методами, часто неоднородны по своей структуре, составу и загрязнены продуктами реакции. В целом же большинство немеханических методов получения наночастиц ограничено по производительности.

В настоящей работе нанопорошки  $\text{Ce}^{3+}: \text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Pr}^{3+}: \text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ce}^{3+}: (\text{La}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$ ,  $\text{Pr}^{3+}: (\text{La}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$  были получены методом испарения материала с помощью волоконного иттербиевого лазера YLR-1000 (IPG Photonics, Россия) с длиной волны 1,07 мкм и последующей конденсации паров в потоке буферного газа. Метод лазерного испарения подробно описан в работе [3]. В качестве исходных материалов использовали коммерчески доступные порошки оксида иттрия, лантана, церия и празеодима высокой чистоты ( $> 99,99\%$ ). Мишень для испарения диаметром 66 мм и толщиной 20 мм была получена из смеси порошков нужного состава методом одноосного прессования. Испарение наночастиц происходило в атмосфере очищенного воздуха, в отсутствие реактивов, что обеспечивает получение высокочистых веществ. Особенности технологии позволили получить сферические слабоагрегированные наночастицы со средним размером 14...17 нм и узким диапазоном дисперсии, что подтверждается результатами просвечивающей электронной микроскопии. Лазер работал в модулированном режиме с частотой 5 кГц при средней мощности лазера 255 Вт при длительности импульса  $t_{\text{имп}} = 60$  мкс. Интенсивность лазерного излучения в фокальном пятне  $\sim 10^6$  Вт/см<sup>2</sup>. Средняя производительность нанопорошков оксида иттрия составила около 23 г/ч.

С помощью методов РФА, ПЭМ, БЭТ, ИК-Фурье спектроскопии были исследованы структурные и морфологические свойства полученных наночастиц. Установлено, что наночастицы составов  $\text{Y}_2\text{O}_3$  и  $(\text{La}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$  представляют собой однофазные твердые растворы с моноклинной формой ( $C2/m$ ). Это характерно для наночастиц иттрия, полученных методом лазерного синтеза [4]. Согласно [4], данная моноклинная фаза метастабильна. После отжига при температуре от 800 до 1200 °С в течение 3 часов моноклинная фаза экзотермически превращается в кубическую. Температура фазового перехода зависит от концентрации примесей и размера частиц. Рентгеноструктурный

анализ отожженных до 1200 °С нанопорошков показал, что наночастицы являются однофазными кубическими (*Ia-3*). Установлено, что наночастицы содержат значительные количества  $\text{OH}^-$ ,  $\text{CO}_3^{2-}$  в результате адсорбции воды и газов из окружающей атмосферы.

Данные наночастицы могут быть хорошим материалом для изготовления высокоплотных керамических изделий, в том числе наноструктурных сцинтилляторов, если будет предложен метод спекания наночастиц до малодефектной высокоплотной керамики.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 18–32–00531).*

### Литература

1.  $\text{Yb}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$  ceramics — a novel solid-state laser material / J. Lu [et al.] // Jpn. J. Appl. Phys. 2002. V. 41. L1373–L1375.

241. Ivanov M., Khrustov V., Vyukhina I. Growth of optical grade yttrium oxide single crystal via ceramic technology // Opt. Mater. 2012. V. 34. Is. 6. P. 955–958.

242. Получение композиционных нанопорошков с помощью волоконного иттербиевого лазера и их характеристики / Ю. А. Котов [и др.] // Журн. техн. физ. 2011. Т. 81, № 5. С. 65–68.

243. Metastable states of laser synthesized oxide nanoparticles / M. G. Ivanov [et al.] // J. of All. Comp. 2009. Vol. 478, № 1–2. P. 503–506.

УДК 669.2

**М. С. Пархоменко\*, А. И. Базлов, О. И. Мамзурина**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва

\*markrenton94@gmail.com

Научный руководитель — канд. техн. наук А. И. Базлов

## ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ МАРГАНЦА НА ТЕРМИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $(\text{Zr}_{0,5}\text{Cu}_{0,5})_{90-x}\text{Al}_{10}\text{Mn}_x$

В работе исследовались металлические стекла состава  $(\text{Zr}_{0,5}\text{Cu}_{0,5})_{90-x}\text{Al}_{10}\text{Mn}_x$ , где  $x = 0,5; 1; 2$ , полученные методом сверхбыстрой закалки на вращающийся медный диск. Определено влияние добавки марганца на электрические и термические свойства исследуемых сплавов. Показано существенное влияние добавки марганца на коэффициент тензочувствительности сплава. Проанализировано влияние релаксационного отжига на термическую стабильность свойств исследуемых сплавов.

*Ключевые слова:* цирконий, марганец, аморфные металлы, тензочувствительность

**M. S. Parkhomenko, A. I. Bazlov, O. I. Mamzurina**

## INFLUENCE OF MANGANESE ADDITION ON THERMAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF AMORPHOUS ALLOYS $(\text{Zr}_{0,5}\text{Cu}_{0,5})_{90-x}\text{Al}_{10}\text{Mn}_x$

In this paper, we studied the metal glass composition  $(\text{Zr}_{0,5}\text{Cu}_{0,5})_{90-x}\text{Al}_{10}\text{Mn}_x$ , where  $x = 0,5; 1; 2$ , obtained by ultrafast hardening on a rotating copper disk. The influence of manganese additive on the electrical and thermal properties of the studied alloys was determined. The significant influence of manganese addition on the alloy strain sensitivity coefficient is shown. The influence of relaxation annealing on the thermal stability of the properties of the studied alloys is analyzed.

*Key words:* zirconium, manganese, bulk metal glasses, strain sensitivity

**Р**азвитие современной техники вызывает потребность в поисках и разработке новых материалов, обладающих не только более вы-



сокими эксплуатационными свойствами, чем существующие, но и такими сочетаниями различных по своей природе свойств (физических, механических и химических), которые не могут быть достигнуты на базе кристаллических материалов. Таким новым классом материалов являются аморфные металлические сплавы.

В частности, циркониевые металлические стекла сочетают в себе высокие предел прочности, величину упругой деформации [1–3] и коррозионные свойства, низкий модуль Юнга, также данные сплавы являются термически стабильными в широком интервале температур [4–6].

Совокупность этих свойств позволяет сделать предположение, что эти аморфные сплавы возможно использовать в качестве чувствительного элемента в прецизионных тензодатчиках, работающих, например, при повышенной температуре или в агрессивных средах.

Так как основная система легирования циркониевых аморфных стекол  $Zr-Cu-Al$ , базовым сплавом для исследований был выбран  $Zr_{45}Cu_{45}Al_{10}$ , а также три сплава  $(Zr_{0,5}Cu_{0,5})_{90-x}Al_{10}Mn_x$ , где  $x = 0,5; 1$  и  $2\%$  Mn. Марганец был выбран потому, что это 3D-элемент с крайне высоким и термически стабильным электросопротивлением, который, по нашему мнению, должен повысить и стабилизировать термоэлектрические свойства исследуемого аморфного сплава.

Сплавы выплавлялись из следующих шихтовых материалов: цирконий йодидный, чистота 99,9 % (ТУ 95 46–97), Медь МО, чистота 99,95 % (ГОСТ 859–41), Алюминий А99 (ГОСТ 11069–2001), чистота 99,99 % (ГОСТ 11069–2001), лигатура Cu-20 % вес. Mn, вакуумно-индукционной плавки.

Плавка проходила в вакуумной аргоно-дуговой печи в атмосфере аргона чистотой 99,9995 % после предварительного вакуумирования до давления  $10^{-3}$  Па. Полученные слитки подвергались разливке в вакуумной машине спиннингования расплава, скорость вращения диска составляла 35 м/с. Полученные образцы в виде ленты шириной ~1 мм и толщиной 30 мкм подвергались отжигу при температуре 400 °С с временем выдержки 5, 10 и 20 мин с целью стабилизации структур.

Рентгенографические исследования образцов до и после термической обработки показали полностью аморфную структуру благодаря наличию широких диффузионных пиков на рентгенограммах. Добавка марганца к сплаву незначительно снижает его термическую стабильность за счет уменьшения интервала переохлажденной жидкости (с 57 °С в базовом сплаве до 44 в сплаве, содержащем 2 ат. % марган-



ца). Добавка марганца 0,5 % повышает удельное электросопротивление аморфного сплава с 2,25 мОм·мм до 2,57 мОм·мм, что связано с рассеиванием движущихся электронов свободными электронами и кластерами атомов, так как добавление марганца, 3D-элемента с высокой эффективной массой  $d$ -электронов и семью электронами на внешней  $d$ -оболочке сильно увеличивает количество электронов в эл. газе. В литом состоянии зависимость электросопротивления сплава имеет два линейных участка (20–150 °С и 150–280 °С). Было установлено, что изотермический отжиг при температуре 400 °С благодаря прохождению структурной релаксации стабилизирует ТКС в широком интервале температур (20–350 °С). Показано, что для исследуемых сплавов при деформации в упругой области электросопротивление меняется линейно, а добавка марганца 2 ат. % повышает коэффициент тензочувствительности сплава с 2,7 до 5,1. Данный факт объясняется тем, что добавка марганца меняет электронную структуру сплава, снижает мобильность носителей заряда, что в совокупности с увеличением средней длины свободного пробега электрона в направлении, по которому приложено растягивающее напряжение, приводит к резкому росту коэффициента тензочувствительности.

### Литература

1. Phase separation process preventing thermal embrittlement of a Zr–Cu–Fe–Al bulk metallic glass / D. V. Louzguine-Luzgin [et al.] // *Scr. Mater.* 167. 2019. P. 31–36.
2. Influence of Ag and Co additions on glass-forming ability, thermal and mechanical properties of Cu–Zr–Al bulk metallic glasses / B. Escher [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A.* 673. 2016. P. 90–98.
3. Co substituted Zr–Cu–Al–Ni metallic glasses with enhanced glass-forming ability and high plasticity / Y. Zhang, M. Zhou, X. Zhao, L. Ma // *Non. Cryst. Solids.* 473. 2017. P. 120–124.
4. Thermodynamic assessment of the phase equilibria and prediction of glass-forming ability of the Al–Cu–Zr system / C. Zhou, C. Guo, C. Li, Z. Du // *J. Non. Cryst. Solids.* 461. 2017. P. 47–60.
5. Thermodynamic analysis of the Al–Cu–Zr bulk metallic glass system / H. Bo [et al.] // *Intermetallics.* 18. 2010. P. 2322–2327.
6. Atomistic approach to predict the glass-forming ability in Zr–Cu–Al ternary metallic glasses / C. Y. Yu [et al.] // *J. Alloys Compd.* 627. 2015. P. 48–53.

УДК 669.2

**Д. А. Милькова<sup>1\*</sup>, Э. Н. Занаева<sup>1</sup>, А. Ю. Чурюмов<sup>1</sup>, А. Иноуэ<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

г. Москва

<sup>2</sup> Университет Джосаи, Япония

\*milkovadaria@gmail.com

Научный руководитель — канд. техн. наук А. Ю. Чурюмов

**ИССЛЕДОВАНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ  $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_{79}\text{P}_5\text{B}_{12}\text{Si}_3\text{C}_1$** 

В работе исследовались магнитомягкие аморфные сплавы системы Fe–Ni–P–B–Si–C. Была изучена кинетика кристаллизации сплавов с использованием термического анализа при режимах: изотермической выдержки и непрерывного нагрева. В результате проведения изотермического отжига были найдены показатели Аврами и определены механизмы кристаллизации. По методу Киссинджера при непрерывном нагреве определена энергия активация.

*Ключевые слова:* аморфные сплавы, кинетика кристаллизации, показатель Аврами, метод Киссинджера

**D. A. Milkova, E. N. Zanaeva, A. Y. Churyumov, A. Inoue****STUDY OF AMORPHOUS ALLOYS  $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_{79}\text{P}_5\text{B}_{12}\text{Si}_3\text{C}_1$  SYSTEM**

In this work, magnetically soft amorphous alloys of the Fe–Ni–P–B–Si–C system. The crystallization kinetics of alloys has been investigated different thermal analysis by means of isothermal heating and continuous heating. As a result of isothermal annealing, Avrami exponents were found and mechanisms of crystallization were determined. Using continuous heating, the activation energy was found by the Kissinger method.

*Key words:* amorphous alloys, crystallization kinetic, Avrami exponent, Kissinger method

**На** сегодняшний день наблюдается повышенный интерес к изучению магнитомягких аморфных сплавов из-за их превосходных физических и магнитных свойств. Исследование кинетики кристаллизации сплавов помогает оценить стеклообразующую спо-

способность и механизмы фазовых превращений. Ученые выявили, что процесс кристаллизации большинства аморфных сплавов является многостадийным. Понимание взаимосвязи времени и температуры превращения с количеством объемной доли закристаллизованной фазы позволяет получать композитные материалы с аморфной матрицей и нанокристаллическими включениями.

Образцы металлических лент сплавов системы  $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_{79}\text{P}_5\text{B}_{12}\text{Si}_3\text{C}_1$ , где за  $x$  было принято 0,5; 0,6, получили в результате быстрого охлаждения на вращающемся медном диске. Исходная структура полученных металлических лент была исследована методом рентгеновской дифрактометрии с монохроматическим  $\text{Cu K-}\alpha$  излучением. Термическую стабильность материалов анализировали с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

В работе был проведен ДСК-анализ исследуемых сплавов с разными скоростями нагрева: 2, 5, 10, 20, 40 К/мин. Стоит отметить, что реакции зависимы от температуры, поэтому положение пиков на ДСК кривых изменяется при разных скоростях нагрева (рис. 1, а; 2, а). В результате видна общая закономерность уменьшения значений температуры кристаллизации с уменьшением скорости нагрева.

По модели Киссинджера был проведен расчет энергии активации сплавов ( $E_a$ ). В результате получено, что при  $x$ , равном 0,5,  $E_a$  составила 335,7 кДж/моль, а при  $x$ , равном 0,6, — 329,6 кДж/моль. Это означает, что сплав с большим содержанием никеля менее стабильный, и для протекания процесса кристаллизации необходимо затратить меньше энергии.

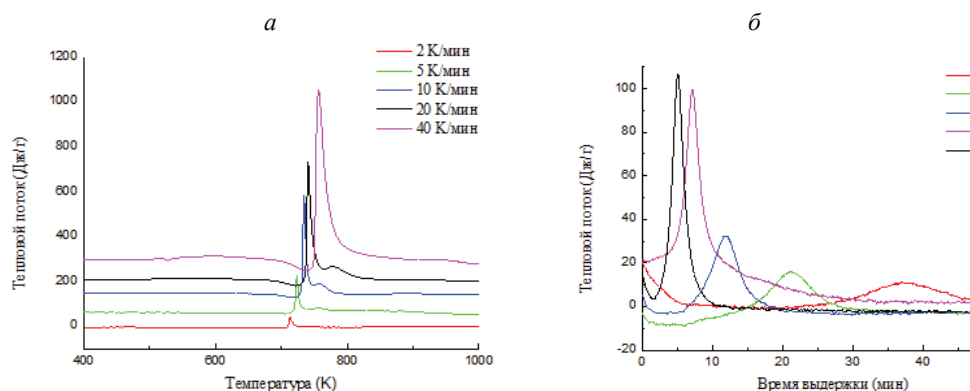


Рис. 1. Сплав системы  $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_{79}\text{P}_5\text{B}_{12}\text{Si}_3\text{C}_1$  при  $x = 0,5$ :

а — ДСК кривые при разных скоростях нагрева;  
б — изотермические ДСК-кривые

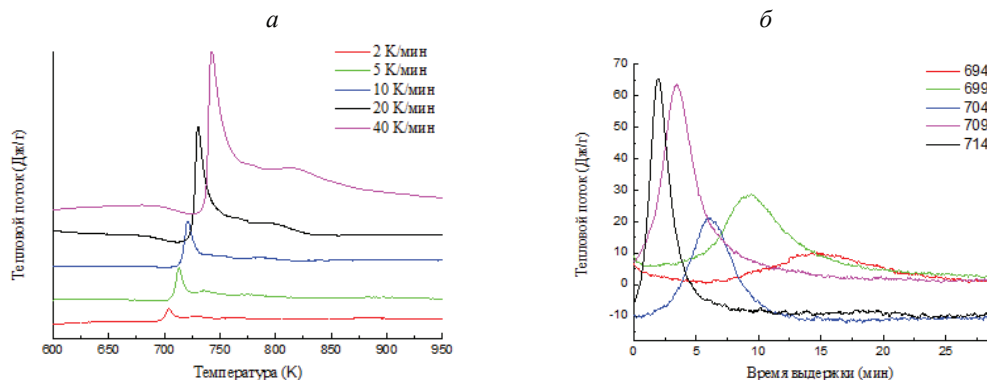


Рис. 2. Сплав системы  $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)\text{79P5B12Si3C1}$  при  $x = 0,6$ :

*a* — ДСК-кривые при разных скоростях нагрева; *б* — изотермические ДСК-кривые

Изотермическую выдержку исследуемых сплавов проводили при температуре стеклования ( $T_g$ ) и вблизи нее. Для сплава при  $x = 0,5$   $T_g$  составила 704 К, а для  $x = 0,6$ —694 К. В результате было выявлено, что при изотермической выдержке у всех сплавов наблюдается один экзотермический пик, однако величина инкубационного периода при разных температурах различна (рис. 1, *б*; 2, *б*). Стоит отметить, что чем ниже температура выдержки, тем больше инкубационный период.

Далее по формуле Джонса — Меля — Аврами были найдены показатели Аврами и константы реакции. Показатель Аврами для сплава при  $x = 0,5$  находится в диапазоне от 2,25 до 3,02, это означает, что механизм фазового превращения зависит от температуры во время изотермического отжига. При температуре отжига 694 К, 699 К и 431 К кристаллизация проходит с помощью контролируемой диффузией трехмерного роста с увеличением скорости зародышеобразования. А при температурах от 709 К кристаллизацией управляет контролируемый диффузией трехмерный рост с уменьшением скорости нуклеации.

Показатель Аврами для сплава при  $x = 0,6$  находится в диапазоне от 2,48 до 3,64. При температуре отжига от 694 К до 436 К кристаллизация проходит с помощью контролируемой диффузией трехмерного роста с уменьшением скорости зародышеобразования. А при температуре 714 К кристаллизацией управляет контролируемый диффузией трехмерный рост с постоянной скоростью нуклеации.

УДК 666.9–16

**Р. И. Кузьмин<sup>\*</sup>, Н. Ю. Черкасова, Я. Г. Калугина**

Новосибирский государственный технический университет г. Новосибирск

*\*kuzmin.2010@corp.nstu.ru*

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ**

В работе установлено, что относительная плотность алюмооксидной керамики составляет  $98,3 \pm 0,05 \%$ , для материала с 85 вес. % диоксида циркония данный показатель находится на уровне  $93,3 \pm 0,25 \%$ . Кристаллы гексаалюмината стронция представляют собой пластины, длина которых находится в диапазоне 1–3 мкм, а толщина составляет  $\sim 0,5$  мкм.

*Ключевые слова:* диоксид циркония, оксид алюминия, гексаалюминат стронция, плотность, трещиностойкость

**R. I. Kuzmin, N. Yu. Cherkasova, Ya. G. Kalugina**

## **STRUCTURE AND PROPERTIES OF MATERIALS BASED ON ALUMINA AND ZIRCONIA**

The alumina relative density is about  $98,3 \pm 0,05 \%$ , for a material with 85 weight. % zirconia —  $93,3 \pm 0,25 \%$ . The strontium hexaaluminate crystals are platelets. It length is in the range of 1–3  $\mu\text{m}$ , and the thickness is  $\sim 0,5$   $\mu\text{m}$ .

*Key words:* zirconia, alumina, strontium hexaaluminate, density, fracture toughness

**К**ерамические материалы на основе оксида алюминия и диоксида циркония применяются в различных областях промышленности, что связано с инертностью и высокой твердостью оксида алюминия и высокой прочностью и трещиностойкостью диоксида циркония. Однако данные материалы, как и любые типы керамик, обладают низкой трещиностойкостью. По этой причине различными отечественными и зарубежными коллективами ведутся работы, направленные на повышение данной характеристики. В частности, авторами работы [1]

показана эффективность использования многослойного графена для повышения трещиностойкости  $ZrO_2-Y_2O_3$  керамики. В исследовании [2] авторы показали целесообразность применения гексаалюмината кальция-церия с целью увеличения стойкости к зарождению и распространению трещины композитов на основе оксида алюминия, содержащих диоксид циркония. Указанные выше соединения отличаются пластинчатым строением, что, согласно литературным данным [3; 4] позволяет изменять траекторию распространяющейся в материале трещины. Аналогичный эффект оказывают пластины гексаалюмината стронция [5; 6], эффективность применения которых для высокоплотных керамических материалов с различным соотношением оксида алюминия и диоксида циркония исследована в данной работе.

Для изучения были подготовлены серии образцов, химический состав которых приведен в таблице. В работе использованы высокочистые субмикронные порошки  $\alpha-Al_2O_3$ ,  $3Y-ZrO_2$  и  $SrO$ . Технология подготовки образцов включала стадии диспергирования, гранулирования, изостатического прессования и спекания в воздушной среде. Плотность образцов определяли методом Архимеда. Трещиностойкость образцов методом индентирования при нагрузке 5 кг была определена с использованием формулы Charles и Evans [7]. Структурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss Merlin. Рентгенофазовый анализ (РФА) проведен на  $\theta-2\theta$  дифрактометре Thermoscientific ARL X'TRA.

Методом РФА установлено, что помимо составляющих матрицы  $\alpha-Al_2O_3$  и  $t-ZrO_2$  в структуре трехкомпонентных материалов содержится фаза  $SrAl_{12}O_{19}$ . Установлено, что относительно от теоретической плотность алюмооксидной керамики составляет  $98,3 \pm 0,05 \%$ , в то время как для материала с 85 вес. % диоксида циркония этот показатель находится на уровне  $93,3 \pm 0,25 \%$ . Таким образом показано, что введение в материал диоксида циркония способствует незначительному снижению уровня плотности. Формирование в структуре материалов 3 вес. % гексаалюмината стронция не оказывает существенного влияния на данную характеристику.

Проведены структурные исследования материалов. Кристаллы гексаалюмината стронция представляют собой пластины, длина которых находится в диапазоне 1–3 мкм, а толщина составляет  $\sim 0,5$  мкм. Результаты оценки трещиностойкости приведены в табличной форме ниже. Наиболее высокое значение критического коэффициента

интенсивности напряжений получено для материала, содержащего 85 вес. %  $\text{ZrO}_2$  и 3 вес. %  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$ .

Химический состав и трещиностойкость экспериментальных материалов

Химический состав материалов, вес. %	Трещиностойкость, МПа · м <sup>1/2</sup>
100 % $\text{Al}_2\text{O}_3$	11,0±2,5
97 % $\text{Al}_2\text{O}_3$ –3 % $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$	17,5±2,0
15 % $\text{Al}_2\text{O}_3$ –85 % $\text{ZrO}_2$	16,0±2,5
12 % $\text{Al}_2\text{O}_3$ –3 % $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$ –85 % $\text{ZrO}_2$	20,0±2,0

В результате проведенных исследований получены высокоплотные субмикронные материалы. Установлена эффективность применения диоксида циркония и гексаалюмината стронция для повышения стойкости к хрупкому разрушению экспериментальных материалов.

*Исследование выполнено в ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-01239.*

### Литература

1. Kulmeteva V. B., Kachenjuk M. N., Ponosova A. A.  $\text{ZrO}_2$ – $\text{Y}_2\text{O}_3$  ceramic composite modified by multilayered graphene // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8, № 4. P. 626–633.
2. Композиты с матрицей  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  упрочненные гексаалюминатом кальция-церия / Л. И. Подзорова [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. 2019. № 4–5. С. 7–11.
3. Ritchie R. O. Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids // International Journal of Fracture. 1999. Vol. 100, iss. 1. P. 55–83.
4. Crack blunting, crack bridging and resistance-curve fracture mechanics in dentin: effect of hydration / J. J. Kruzic [et al.] // Biomaterials. 2003. Vol. 24, iss. 28. P. 5209–5221.
5. Arab A., Ahmad R., Ahmad Z. A. Effect of  $\text{SrCO}_3$  addition on the dynamic compressive strength of ZTA // International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2016. Vol. 23, iss. 4. P. 481–489.
6. Oungkulsolmongkol T., Salee-art P., Buggakupta W. Hardness and Fracture Toughness of Alumina-Based Particulate Composites with Zirconia and Strontia Additives // Journal of Metals, Materials and Minerals. 2010. Vol. 20, iss. 2. P. 71–78.
7. Evans A. G., Charles E. A. Fracture Toughness Determinations by Indentation // Journal of the American Ceramic society. 1976. Vol. 59, iss. 7–8. P. 371–372.



УДК 621.793.79

**И. Д. Кучумова<sup>1,2\*</sup>, И. С. Батраев<sup>2</sup>, Н. Ю. Черкасова<sup>1</sup>, Д. К. Рыбин<sup>2</sup>,  
А. В. Ухина<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

<sup>2</sup> Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск

<sup>3</sup> Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск

\*ivannakz@mail.ru

Научный руководитель — д-р техн. наук Д. В. Дудина

## ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ В ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ПЛАНЕТАРНОЙ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ НА МОРФОЛОГИЮ И СТРУКТУРУ ЧАСТИЦ ПОРОШКА СПЛАВА $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$

В работе представлены результаты исследования влияния обработки в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице на морфологию частиц и фазовый состав порошка сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ . Исходный порошок сплава получен методом газового распыления и имеет кристаллическую структуру. Установлено, что механическая обработка порошка сплава приводит к его аморфизации. Увеличение содержания аморфной фазы с увеличением времени механической обработки от 2 до 10 мин связано с накоплением неравновесных дефектов в структуре сплава.

*Ключевые слова:* планетарная шаровая мельница, морфология, порошок, газовое распыление, аморфная фаза, многокомпонентный сплав, фазовый состав

**I. D. Kuchumova, I. S. Batraev, N. Y. Cherkasova, D. K. Rybin, A. V. Ukhina**

## THE INFLUENCE OF TREATMENT IN A HIGH-ENERGY PLANETARY BALL MILL ON THE MORPHOLOGY AND STRUCTURE OF $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ POWDER

In the present work, the morphology and phase changes occurring upon treatment of a  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  powder in a high-energy planetary ball mill were studied. The powder alloy was obtained by gas atomization and consisted of crystalline phases. It was found that mechanical treatment resulted in amorphization of the alloy. An increase in the content of the amor-



phous phase in the alloy with an increase in the treatment time from 2 min to 10 min was caused by accumulation of non-equilibrium defects in the structure of the alloy.

*Key words:* planetary ball mill, morphology, powder, gas atomization, amorphous phase, multicomponent alloy, phase composition

Порошок многокомпонентного сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  был получен методом газового распыления на установке HERMIGA 75/5VI (Phoenix Scientific Industries Ltd., Великобритания) с использованием аргона. Для разделения полученного порошка на фракции использовали рассев на ситах. Было получено четыре фракции: менее 45 мкм, 45–75 мкм, 75–106 мкм и 106–130 мкм.

Для формирования качественных покрытий методом детонационного напыления необходимо использовать порошок с узким распределением частиц по размеру и средним размером частиц около 50 мкм [1]. Ранее нами были получены покрытия с аморфной структурой из порошка  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  (фракция 45–75 мкм); пористость покрытий составила ~ 1 %, содержание аморфной фазы в покрытиях ~ 99 вес. % [2]. В работе предложено использовать механическую обработку крупных фракций порошка в планетарной шаровой мельнице для получения частиц с размерами, позволяющими использовать их в технологии детонационного напыления.

Порошок  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  фракции 106–130 мкм подвергали обработке в планетарной шаровой мельнице-активаторе АГО-2 (Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН) при центробежном ускорении шаров, равном  $600 \text{ м с}^{-2}$ . Время обработки составляло 2–15 мин. Обработку проводили в атмосфере аргона. Исследование морфологии частиц порошков проводили с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 XVP (Германия). Для проведения рентгенофазового анализа порошков использовали дифрактометр D8 Advance (Bruker AXS, Германия) с  $\text{Cu K}\alpha$  излучением. Содержание аморфной фазы в порошках сплава определяли методом Ритвельда в программном комплексе Topas 4.2 (Bruker AXS, Германия).

На рис. 1 представлены микрофотографии частиц исходного и обработанного порошка. Частицы исходного порошка имеют сферическую форму. Механическая обработка порошка в течение 2 мин приводит к образованию частиц неправильной формы с развитой поверхностью, размер частиц составляет 20–60 мкм (рис. 1, б). Дальнейшее увеличе-

ние времени обработки способствует значительному уменьшению размера частиц порошка (рис. 1, *в–г*).

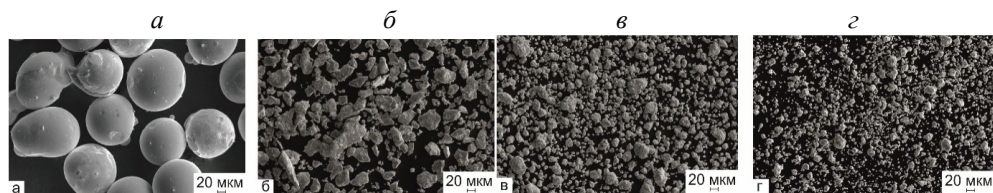


Рис. 1. Морфология частиц порошка  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ :

*а* — исходный порошок, полученный распылением расплава;  
*б* — 2 мин обработки; *в* — 10 мин обработки; *г* — 15 мин обработки

Исследования фазового состава исходного порошка  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  фракции 106–130 мкм показали, что порошок имеет кристаллическую структуру и содержит  $\alpha\text{-Fe}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{NbFeB}$  и  $\text{Nb}_3\text{B}_2$  (рис. 2, *а*). Механическая обработка порошка приводит к образованию аморфной фазы, о чем свидетельствует наличие широкого дифракционного гало на углах  $2\theta = 40\text{--}50^\circ$  (рис. 2, *б*) на рентгенограммах порошков. Содержание кристаллической фазы в сплаве после обработки в течение 2, 10 и 15 мин обработки в мельнице АГО-2 составляет  $20\pm 1$  вес. %,  $12\pm 1$  вес. % и  $16\pm 1$  вес. %, соответственно.

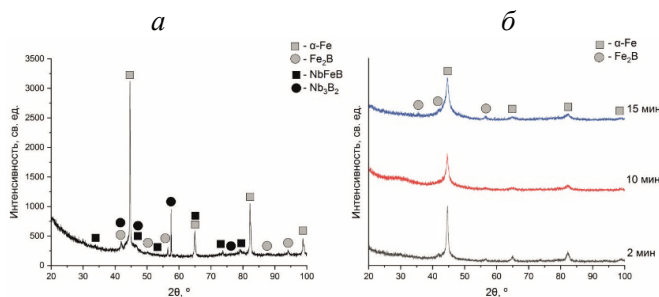


Рис. 2. Фазовый состав порошка  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ :

*а* — исходный порошок; *б* — после обработки в мельнице АГО-2

Интенсивное механическое воздействие при обработке в мельнице приводит к хрупкому разрушению частиц сплава. В ходе механической обработки происходит накопление неравновесных структурных дефектов, таких как вакансии и дислокации, и уменьшения размера

зерна фаз. Значительное увеличение количества дефектов приводит к увеличению параметров кристаллических решеток фаз, что способствует аморфизации многокомпонентного сплава [3].

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ  
и Правительства Новосибирской области в рамках проекта  
№ 19-43-543034.*

### **Литература**

1. Бартенев С. С., Федько Ю. П., Григоров А. И. Детонационные покрытия в машиностроении. Л. : Машиностроение, 1982. 216 с.
2. Formation of metallic glass coatings by detonation spraying of a  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_3\text{B}_{19}$  powder / I. Kuchumova [et al.] // Metals. 2019. V. 9. P. 846–858.
3. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // Progress in Materials Science. 2001. V. 46. P. 1–184.

УДК 621.771.016.2-419.5.669.14:669.71:620.17

**С. В. Кутенева<sup>1\*</sup>, С. В. Гладковский<sup>1</sup>, С. Н. Сергеев<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

\*esv@imach.uran.ru

## УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССАМИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ И ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

В работе описаны способы управления процессами структурообразования в разнородных составляющих слоистых стальных, сталеалюминиевых и медно-стальных композитов, получаемых методами пакетной прокатки и сварки взрывом, а также с применением дополнительных деформационно-термических обработок.

*Ключевые слова:* микроструктура, слоистый металлический композит, пакетная прокатка, сварка взрывом, механические свойства

**S. V. Kuteneva, S. V. Gladkovsky, S. N. Sergeev**

## MANAGE OF STRUCTURE FORMATION PROCESSES IN LAYERED COMPOSITES PRODUCED BY DEFORMATIONAL AND HIGH-ENERGY METHODS

The paper describes methods for controlling the structure formation processes in the heterogeneous components of layered copper/steel, steel/aluminum and steel/steel composites produced by pack rolling and explosion welding and followed by additional deformational and thermal treatments.

*Key words:* microstructure, layered metal composite, pack rolling, explosion welding, mechanical properties

**А**ктуальной задачей материаловедения является изучение процессов структурообразования, протекающих в разнородных слоях слоистых композиционных материалов на основе сталей и сплавов, полученных высокопроизводительными способами в условиях воз-

действия высоких деформаций и температур. Понимание процессов структурных и фазовых превращений в слоях составляющих слоистых композитов позволяет прогнозировать и управлять его механическими свойствами не только на этапе выбора материалов компонент композита, но также путем определения их исходного состояния, технологии и оптимального режима получения слоистого материала, а также последующей деформационно-термической обработки.

С использованием сканирующей (метод EBSD-анализа, микрорентгеноспектральный анализ) и просвечивающей электронной микроскопии изучены микроструктуры составляющих композитов в исходном состоянии, а также в составе слоистых медносталльных (3 слоя), сталесплавных (7–27 слоев) и стальных (5–7 слоев) композитов, полученных методами пакетной прокатки и сварки взрывом.

По данным EBSD-анализа медносталльного композита «М1-сталь 20», полученного сваркой взрывом, было установлено, что под действием взрывной волны в медных слоях, находящихся в исходном отожженном состоянии, инициируется процесс динамической полигонизации с формированием новых субзеренных границ с малоугловой разориентировкой [1]. При этом средний размер зерна меди остается неизменным. В стальном слое, находящемся в момент сборки пакета в исходном горячекатаном состоянии, динамическое воздействие взрывом способствует дальнейшей эволюции субзеренной структуры, сформированной при горячей прокатке листа стали 20, и фрагментации исходных деформированных зерен с возникновением новых мелких зерен с высокоугловой разориентировкой. Дальнейшая холодная прокатка композита с обжатием 50 % способствует диспергированию зеренной структуры в обоих компонентах композита и повышению прочностных свойств от  $\sigma_{0,2} = 385$  МПа,  $\sigma_B = 440$  МПа до  $\sigma_{0,2} = 500$  МПа,  $\sigma_B = 530$  МПа.

На примере сталесплавных композитов на основе сверх- и низкоуглеродистых сталей 006/IF, 09 Г2 С, алюминия АД0 и его сплава АМц, полученных методом горячей (для алюминиевых слоев) и теплой (для стальных слоев) пакетной прокатки, показано, что выбранный температурный интервал 520–600 °С с обжатием 45–70 % способствует в стальных слоях диспергированию зерен феррита в 1,5–10 раз и формированию высокоразвитой субструктуры, что обеспечивает повышение прочностных свойств до уровня  $\sigma_{0,2} = 495...670$  МПа,  $\sigma_B = 520...725$  МПа.

По результатам структурных исследований стальных композитов «09Г2С-ЭП678», полученных сваркой взрывом, было установлено, что данный высокоэнергетический метод обеспечивает формирование прочных межслойных границ, характеризующихся резким концентрационным переходом между слоями и наличием в околосшовной зоне слоя 09Г2С мелкозернистой рекристаллизованной структуры (1–2 мкм) и крупнозернистой структуры (10–12 мкм) в центральной его части (рис., *а*). Использование в составе слоистого пакета исходных заготовок ультрамелкозернистой стали ЭП678 (03Х11Н10М2Т) со средним размером структурных элементов 50–200 нм позволяет получить более высокие прочностные свойства слоистого композита ( $\sigma_{0,2} = 770$  МПа,  $\sigma_B = 880$  МПа) в сравнении с применением обычной крупнозернистой стали ЭП678 ( $\sigma_{0,2} = 710$  МПа,  $\sigma_B = 750$  МПа). Вместе с тем формирование тонкого диспергированного слоя на границе раздела в ультрамелкозернистой стали ЭП678, подобного слою в стали 09Г2С, не наблюдается (рис., *б*).

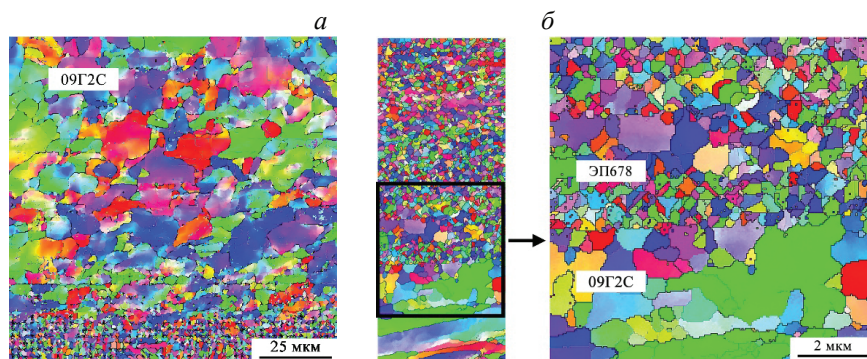


Рис. EBSD-карты разориентировок слоистого композита «09Г2С-ЭП678»: *а* — в околосшовной зоне слоя стали 09Г2С, *б* — на границе слоев 09Г2С и ЭП678

Последующая термическая обработка композита «ЭП678–09Г2С» при температуре 500 °С в течение 3 часов является режимом старения для стали ЭП678, в процессе которого идет дисперсионное упрочнение за счет выделения дисперсных интерметаллидов, и режимом высокого отпуска для стали 09Г2С, вызывающее ее разупрочнение путем снятия внутренних напряжений и перераспределения углерода. Несмотря на то, что доля высокопрочной стали ЭП678 в композите составляет не более 25 %, эффект дисперсионного упрочнения этих

слоев обеспечивает повышение механических свойств всего композита, но только в случае использования закаленной крупнозернистой стали ЭП678 ( $\sigma_{0,2} = 700$  МПа,  $\sigma_B = 870$  МПа).

Таким образом, достижение повышенного уровня механических характеристик слоистых композитов, получаемых сваркой взрывом, возможно путем использования исходных заготовок с ультрамелкозернистой структурой или с развитой субструктурой, а также применения последующей холодной деформационной или термической обработки. Достижение высоких прочностных свойств слоистых композитов, получаемых пакетной прокаткой, осуществимо в диапазоне температур и степеней обжатий, обеспечивающих одновременное образование прочных соединений на границе раздела и диспергирование зеренной структуры слоев в процессе прокатки.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО  
РАН по теме № АААА-А18–118020790147–4.*

### **Литература**

1. Gladkovsky S. V., Kuteneva S. V., Sergeev S. N. Microstructure and mechanical properties of sandwich copper / Steel composites produced by explosive welding // Materials Characterization. 2019. V. 154. P. 294–303.



УДК:669.018.58.017

**М. И. Булатов\*, А. О. Шацов**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
г. Пермь

\* *BylatovMI@gmail.ru*

## ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КВАРЦЕВОГО ВОЛОКНА

Приведены результаты испытаний на твердость и трещиностойкость образцов оптического волокна легированных германием при индентировании пирамидкой Виккерса. С помощью методики Ниихары экспериментально определен коэффициент интенсивности напряжений  $K_{Ic}$  кварца и сопоставлен с литературными данными.

*Ключевые слова:* трещиностойкость, оптическое волокно, коэффициент интенсивности напряжений

**M. I. Bulatov, A. O. Shatsov**

## CRACK GROWTH RESISTANCE OF QUARTZ

The results of tests for hardness and crack resistance of optical fiber samples doped with germanium during indentation by the Vickers pyramid are presented. Using the Niihara technique, the stress intensity factor  $K_{Ic}$  was experimentally determined and compared with published data.

*Key words:* crack resistance, optical fiber, stress intensity factor

В начале двадцатых годов прошлого века Гриффитс первым предложил объяснение хрупкому разрушению, основанное на понятии энергии, необходимой для распространения трещины. Результаты современных математических теорий равновесных трещин согласуются с теорией Гриффитса [1], согласно которой критерий распространения трещины:

$$\sigma_p > \sqrt{\frac{2\alpha E}{\pi a}}, \quad (1)$$

где  $\alpha$  — поверхностная энергия;  $E$  — модуль Юнга;  $a$  — длина большой полуоси трещины.



Распространение трещин зависит от коэффициента интенсивности напряжений  $K_I$ , который ввел Ирвин в 1958 г. [2]. Данный коэффициент полностью определяет все местные напряжения в вершине трещины. Сама же величина  $K_I$  зависит лишь от номинальных размеров трещины. Введем в основное уравнение механики разрушения поправочную функцию  $Y$ , учитывающую форму образца, размеры трещины и способа нагружения. Например, для полуэллиптической трещины  $Y = 1,24$ .

$$K_I = Y \sigma \sqrt{a}, \quad (2)$$

где  $a$  — длина большой полуоси трещины.

Цель работы: определение твердости и трещиностойкости поведения оптического кварцевого волокна, легированного германием при индентировании пирамидкой Виккерса и определение особенностей приращения значений его твердости и трещиностойкости в зависимости от прикладываемой нагрузки.

Методика и полученные результаты: для работы отобрали образцы оптического волокна легированных германием с органическими покрытиями. Диаметр кварцевого волокна и покрытия составлял  $125 \pm 1$  мкм и  $155 \pm 5$  мкм соответственно.

Исследования проводили на испытательной машине КВ-10 снабженного алмазным индентором Виккерса по методике [3].

На рис. представлен отпечаток от алмазной пирамидки при нагрузке 100 г. Средняя твердость по Виккерсу трех образцов составила  $H_v = 988$  НВ.

Коэффициент интенсивности напряжений кварцевого волокна определяли по полуэмпирической зависимости Ниихары [4]:

$$K_{Ic} = 0,203 a^2 H_v c^{-3/2}, \quad (3)$$

где  $a$  — полу диагональ отпечатка индентора;  $H_v$  — твердость материала;  $c$  — длина радиальной трещины.

Средняя длина радиальных трещин составила около 20 мкм, а полудиагональ отпечатка индентора 6,5 мкм. Подставляя значения в формулу (3), получаем параметр интенсивности напряжений  $K_{Ic} = 0,80$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Табличное значение, а также приведенным в ряде теоретических работ по прочности  $K_{Ic} = 1,18$  МПа·м<sup>1/2</sup> [5].

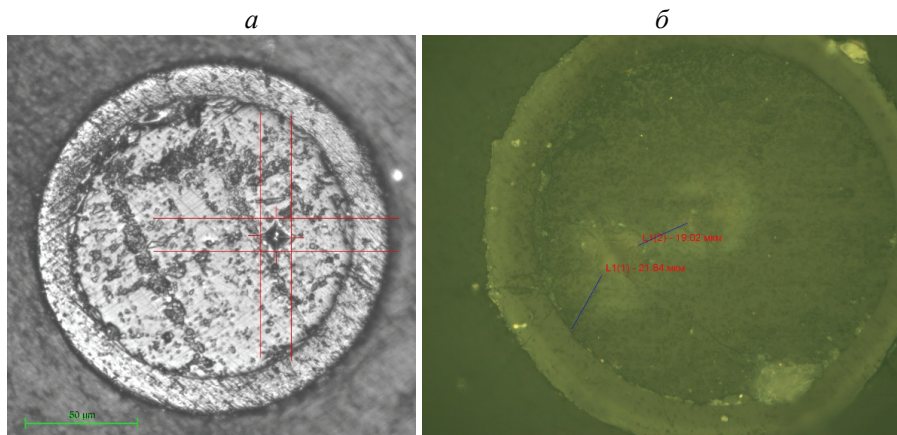


Рис. Отпечаток индентора по методу Виккерса:  
*a* — вид на твердомере КВ-10; *б* — определение трещин  
 на оптическом микроскопе Olympus ( $\times 1000$ )

Таким образом, твердость кварцевого оптического волокна и трещиносойкость, полученные экспериментально, достаточно близки к значениям, представленным в литературе.

### Литература

1. Либовиц Г. Математические основы теории разрушения. М. : Мир, 1975. 764 с.
2. Irwin G. R., Appl J. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate // Mech. 1957. V. 24. P. 361.
3. Гогоци Г. А., Башта А. В. Исследование керамики при внедрении алмазной пирамиды Виккерса // Проблемы прочности. 1990. № 9. С. 49–54.
4. Ниихара А. Сборник трудов 21-й Конференции по результатам фундаментальных исследований в области керамики. Фукуда, 1983. С. 59–66.
5. Семенов С. Л. Прочность и долговечность волоконных световодов на основе кварцевого стекла: диссертация доктора физико-математических наук. М. : НЦВО РАН, 2007. 233 с.

УДК 666.3.017

**А. В. Фелюфьянова\*, Н. Ю. Черкасова, Р. А. Максимов, К. А. Антропова**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

\**Anna.felofyanova@mail.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук С. В. Веселов

## **ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНАТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ**

В работе исследовано влияние добавки алюмомагниевого шпинели на физические и механические характеристики оксида алюминия. Использование добавки не оказывает влияния на плотность материала, но приводит к повышению трещиностойкости в 1,5 раза.

*Ключевые слова:* оксид алюминия, шпинель, плотность, трещиностойкость, размер зерен

**A. V. Felofyanova, N. Yu. Cherkasova, R. A. Maxomov, K. A. Antropova**

## **INFLUENCE OF ALUMINATES ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINA CERAMICS**

The effect of aluminum-magnesium spinel on the physical and mechanical characteristics of aluminum oxide is considered in the work. The density of the material does not depend on the amount of additive. The crack resistance of the material increases by 1,5 times.

*Key words:* alumina, spinel, density, crack resistance, grain size

Одним из материалов, используемых в современной высокотехнологичной промышленности, является керамика. Керамические материалы обладают высокими показателями твердости, температуры плавления и химической инертности. Однако хрупкость керамических материалов ограничивает области ее применения. Введение добавок позволяет получать композиционные керамические материалы с высоким уровнем прочностных характеристик, что в свою очередь дает возможность использовать их в новых приложениях.

Алюминаты представляют собой кристаллические вещества, построенные из катионов металла и полимерных анионов, состоящих из кислородоалюминиевых тетраэдров, которые соединены общими вершинами [1]. Алюминатные керамические материалы обычно кристаллизуются в кубических кристаллических системах, таких как шпинель и гранат [2].

Алюомагниева шпинель представляет большой интерес в научной и промышленной областях благодаря сочетанию своих физико-химических характеристик.

Формирование алюомагниевой шпинели по границам зерен оксида алюминия при его реакции с оксидом магния приводит к сдерживанию роста зерна матричного  $Al_2O_3$ , что подтверждено многими авторами в разные годы [3–5]. Целью работы стало исследование алюомагниевой шпинели на физические и механические характеристики оксида алюминия.

В качестве исходного керамического сырья был выбран порошок  $Al_2O_3$  фирмы Almatiss CT3000 SG. В качестве добавки использовали предварительно подготовленную по технологии [6] шпинель  $MgAl_2O_4$ . Диспергирование смеси исходных компонентов производили в шаровой мельнице в водной среде в течение 24 часов. Гранулирование осуществляли путем лиофильной сушки [7]. Формование гранулированных порошков производили на установке INSTRON 3369 по технологии осевого прессования при давлении 100 МПа. Определение гидростатической плотности осуществляли в соответствии с ГОСТ 2409–2014 [8]. Анализ трещиностойкости по методу индентирования проводили на твердомере ТП модели № 3534 алмазной четырехгранной пирамидкой Виккерса при нагрузке 5 кг. Расчеты производили по формуле [9]. Оценку структуры керамических шлифов производили на растровом электронном микроскопе CarlZeiss EVO 50. Анализ размера зерна осуществляли при помощи программы JMicroVision 1.2.7.

Результаты исследований представлены в табл.

Таблица

Характеристики исследуемых материалов

Количество добавки $MgAl_2O_4$ к $Al_2O_3$ в вес. %	Плотность спечен., г/см <sup>3</sup>	$K_{IC}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	Размер зерен		
			$D_{\text{макс}}$ , мкм	$D_{\text{мин}}$ , мкм	$D_{\text{сред}}$ , мкм
0	$3,90 \pm 0,01$	$2,1 \pm 0,5$	$3,85 \pm 0,05$	$0,35 \pm 0,05$	$1,65 \pm 0,05$
0,7	$3,91 \pm 0,01$	$2,9 \pm 0,5$	$3,60 \pm 0,05$	$0,40 \pm 0,05$	$1,55 \pm 0,05$

Окончание табл.

Количество добавки $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ к $\text{Al}_2\text{O}_3$ в вес. %	Плотность спечен., г/см <sup>3</sup>	$K_{\text{IC}}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	Размер зерен		
			$D_{\text{макс}}$ , мкм	$D_{\text{мин}}$ , мкм	$D_{\text{сред}}$ , мкм
1,1	$3,90 \pm 0,01$	$2,9 \pm 0,5$	$3,80 \pm 0,05$	$0,55 \pm 0,05$	$1,70 \pm 0,05$
1,4	$3,90 \pm 0,01$	$3,0 \pm 0,5$	$3,70 \pm 0,05$	$0,70 \pm 0,05$	$1,60 \pm 0,05$
2	$3,89 \pm 0,01$	$2,3 \pm 0,5$	$3,65 \pm 0,05$	$0,60 \pm 0,05$	$1,70 \pm 0,05$

В ходе проведенных исследований установлено, что добавка не оказывает значительного влияния на плотность материала. При этом трещиностойкость для материала с 1,4 %  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  повышается в 1,5 раза в сравнении с чистым  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Несмотря на увеличение минимального и среднего размера зерен, происходит уменьшение максимального размера зерен, а также уменьшение количества аномально крупных зерен. Более равномерное распределение по размерам зерен в микроструктуре материала позволяет повысить его механические характеристики.

*Исследование выполнено в ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ по гранту при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 183301239.*

### Литература

1. Еремин В. В., Кузьменко Н. Е., Дроздов А. А. Химия. Углубленный уровень. 11 класс. М.: Графа, 2019. 480 с.
2. Shackelford J. F., Doremus R. H. Ceramic and glass materials: structure, properties and processing. Springer, 2008. 209 p.
3. Heuer A. H. The role of MgO in the sintering of alumina // Journal of the American Ceramic Society. 1979. V. 62, № 5–6. P. 317–318.
4. Radonjić L., Srdić V. Effect of magnesia on the densification behavior and grain growth of nucleated gel alumina // Materials chemistry and physics. 1997. V. 47, № 1. P. 78–84.
5. Effect of MgO on Phase Compositions and Properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ – $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  Composite—A Prospective Man-Made Ledge Material / J. H. Liu [et al.] // Transactions of the Indian Ceramic Society. 2016. V. 75, № 2. P. 108–111.
6. Способ получения керамики : пат. 2571876 Рос. Федерация: МПК С 04 В 35/111, С 04 В 35/626 / Батаев В. А.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО НГТУ. № 2014151238/03; заявл. 18.12.14; опубл. 27.12.15, Бюл. № 36. 6 с.

7. Adolfsson E., Shen Z. Effects of granule density on strength and granule related defects in zirconia // Journal of the European Ceramic Society. 2012. V. 32, №. 11. P. 2653–2659.

8. ГОСТ 2409–2014. Огнеупоры. Метод определения кажущейся плотности, открытой и общей пористости, водопоглощения. М. : Стандарт-информ, 2014. 20 с.

9. Evans A. G., Charles E. A. Fracture toughness determinations by indentation // Journal of the American Ceramic society. 1976. V. 59, № 7–8. P. 371–372.

УДК 669.3:539.25:6

**Т. Р. Суаридзе**

Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

*Teona\_S@imp.uran.ru*

## ЛЕНТОЧНЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ НА МЕДНО-НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ С ДОБАВКАМИ Fe, Cr, V

Определены наиболее перспективные для ВТСП 2-го поколения тонкие ленты из тройных сплавов на медно-никелевой основе, обладающие высоким комплексом механических и антикоррозионных свойств. Проведены структурные исследования тонких лент на различных стадиях окисления.

*Ключевые слова:* кубическая текстура; тонкие ленты; медные сплавы; окисление; механические свойства; структура поверхности

**T. R. Suaridze**

## EPITAXIAL TAPE SUBSTRATES MADE OF HARDENED COPPER-NICKEL-BASED ALLOYS WITH Fe, Cr, V ADDITIVES

The most promising for HTSC of the 2nd generation thin tapes from ternary alloys on the copper-nickel basis, which have a high complex of mechanical and anticorrosive properties, are determined. Structural studies of thin tapes at various stages of oxidation were carried out.

*Key words:* cubic texture; thin tapes; copper alloys; oxidation; mechanical properties; surface structure

Тонкие текстурованные ленты-подложки могут служить основой для эпитаксиального нанесения на нее буферных и сверхпроводящих слоев при создании высокотемпературных сверхпроводящих материалов 2-го поколения (ВСТП 2-го поколения, или 2G HTSC). При разработке перспективных металлических лент-подложек повышенное внимание исследователей в области 2G HTSC вызывают медно-никелевые сплавы в виду своих физических особенностей, а именно неограниченной растворимости никеля в меди, возможно-

сти формирования острой биаксиальной кубической текстуры, механических свойств и немагнитных характеристик при 77 К. Легирование меди никелем позволяет в 2,5–3 раза повысить предел текучести ленты по сравнению с лентами из чистой меди. Однако стремление уменьшить толщину металлической подложки с целью понижения веса конструкции ВТСП-провода диктует необходимость дальнейшего увеличения прочности ленты.

В настоящей работе рассмотрена возможность использования ряда тройных сплавов на медно-никелевой основе в качестве лент-подложек. Легирование медно-никелевой базы такими элементами, как Fe, Cr и V, было направлено в первую очередь на увеличение прочностных характеристик тонких лент при сохранении в них острой кубической текстуры и немагнитности 77К, присущих медным лентам-подложкам для ВТСП 2-го поколения. Помимо высокой степени текстурованности, ленты-подложки из медных сплавов должны обладать достаточной стойкостью к окислению при ~600–700 °С — температуры нанесения буферных и сверхпроводящего слоев.

Для исследования был выбран ряд тройных сплавов на медно-никелевой основе: Cu–30 %Ni–1,5 %Fe; Cu–30 %Ni–0,7 %Cr; Cu–30 %Ni–0,6 %V, Cu–40 %Ni–1,4 %Fe; Cu–40 %Ni–1,2 %Cr; Cu–40 %Ni–1,1 %V и близкий по составу к промышленному константану сплав Cu–40 %Ni–1,3 % Mn. Текстурированные ленты-подложки из перечисленных сплавов были получены в результате холодной деформации прокаткой до толщины 80–100 мкм и рекристаллизационного отжига. Максимальная степень текстурного совершенства, в которой доля зерен с ориентацией  $\{001\}\langle 100 \rangle \pm 10^\circ$  составляла не менее 94 %, для перечисленных сплавов Cu–Ni–Me была достигнута после текстурообразующего отжига в интервале температур 1000–1050 °С, 1 ч [1; 2]. Охлаждение образцов происходило вне печного пространства.

Анализ антиокислительных свойств показал, что максимальной стойкостью к окислению среди исследованных сплавов обладают сплавы Cu–40 %Ni–1,3 %Mn, Cu–40 %Ni–1,2 %Cr, Cu–40 %Ni–1,4 %Fe. Минимальные антиокислительные свойства зарегистрированы у сплава Cu–30 % Ni–0,6 %V. Оценка стойкости к окислению проводилась с помощью метода термогравиметрии. Испытания проводились при нагреве до 700 °С. При 700 °С была произведена изотермическая выдержка продолжительностью 250 мин.



По своим механическим характеристикам сплавы (Cu+Ni)-Me располагаются в следующем порядке: Cu-40 %Ni-1,1 %V > Cu-40 %Ni-1,2 %Cr > Cu-40 %Ni-1,4 %Fe > Cu-30 %Ni-0,6 %V > Cu-40 %Ni-1,3 %Mn > Cu-30 %Ni-0,7 %Cr > Cu-30 %Ni-1,5 % Fe. Наибольшая величина предела текучести  $\sigma_{0,2} = 100$  МПа была зафиксирована у сплава Cu-40 %Ni-1,1 %V, наименьшая —  $\sigma_{0,2} = 80$  МПа — у сплава Cu-30 % Ni-1,5 % Fe. Заметим, что введение в медно-никелевую основу такого легирующего элемента, как марганец, не приводит к дополнительному упрочнению сплава. Значение предела текучести базового сплава Cu-40 %Ni и сплава Cu-40 %Ni-1,3 %Mn составляло 82 МПа. Присутствующий в промышленном константане марганец является технологической добавкой при раскислении жидкого металла во время выплавки.

Анализ структуры тонких лент, проведенный на различных стадиях окисления (после 5, 30 и 250 мин окисления), показал, что процесс коррозии в тройных сплавах происходит Cu-Ni-Cr, Cu-Ni-Fe неоднородно, т. е. на ранних стадиях окисления на поверхности сплавов формировались локальные очаги коррозии размером  $\sim 0,3$  мкм. В этих очагах, по данным рентгеноспектрального микроанализа, наблюдалось повышенное содержание легирующего элемента. В сплавах Cu-Ni-V процесс коррозии шел гораздо интенсивнее, чем в остальных сплавах. На ранних стадиях окисления в ходе электронно-микроскопического исследования не были обнаружены локализованные очаги коррозии, на поверхности лент формировался сплошной оксидный слой. После длительного отжига в окислительной атмосфере (250 мин при 700 °C) на поверхности сплавов Cu-Ni-V, обладающих наименьшей стойкостью к окислению, сформировалась пористая рельефная пленка. В остальных же сплавах (Cu-Ni-Cr, Cu-Ni-Fe) после аналогичного отжига на поверхности формировалась плотная гладкая оксидная пленка с большим количеством трещин.

В результате проведенных исследований было установлено, что наиболее перспективными в качестве подложек для ВСТП 2-го поколения являются тонкие ленты из сплавов Cu-40 %Ni-1,2 %Cr и Cu-40 %Ni-1,4 %Fe, обладающие высоким уровнем механических и антикоррозионных свойств.

*Исследование выполнено по гранту при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00309 мол\_а.*

**Литература**

1. Создание лент-подложек с острой кубической текстурой из тройных сплавов Cu–40 %Ni–Me (Me = Fe, Cr, V) для высокотемпературных сверхпроводников второго поколения / Ю. В. Хлебникова [и др.] // ФММ. 2016. Т. 117, № 11. С. 1171–1180.
2. Совершенная кубическая текстура, структура и механические свойства лент-подложек из немагнитных сплавов на основе меди / Ю. В. Хлебникова [и др.] // ЖТФ. 2015. Т. 85, Вып. 3. С. 73–83.

УДК 620.18

**С. В. Поздняков \*, К. А. Скороход**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

\*s.t.a.s.13.3@mail.ru

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. А. Никулина

## ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОИСКРОВЫМ СПЕКАНИЕМ СТРУЖКИ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

Работа посвящена исследованию структуры железоуглеродистого сплава, полученного методом искрового плазменного спекания. Структурные исследования проведены с использованием метода оптической микроскопии, также проводился дюрометрический анализ. В результате было установлено наличие аустенитной, перлитной и мартенситной зон. Среднее значение микротвердости аустенитной зоны составляет 500 HV, перлитной — 310 HV, граничной зоны мартенсита и аустенита — 750 HV.

*Ключевые слова:* электроискровое спекание, разнородные стали, гетерофазная структура

**S. V. Pozdnyakov, K. A. Skorokhod**

## STUDY OF THE STRUCTURE OF THE MATERIAL OBTAINED BY SPARK PLASMA SINTERING CHIPS OF DISSIMILAR STEELS

The work is devoted to the study of the structure of the iron-carbon alloy obtained by spark plasma sintering. Structural studies were carried out using the method of optical microscopy; durometric analysis was also carried out. As a result, the presence of austenitic, perlite and martensite was established. The average microhardness of the austenitic zone is 500 HV, pearlite 310 HV, the boundary zone of martensite and austenite is 750 HV.

*Key words:* spark plasma sintering, dissimilar steels, heterophase structure

В современном машиностроении железоуглеродистые сплавы играют важную роль. Чаще всего они характеризуются гетерофазным строением. Гетерофазные стали характеризуются наличием аустенита, феррита (или перлита) а также мартенсита (или бейнита) [1].

Одним из эффективных методов получения высококачественных изделий из порошковых материалов является электроискровое спекание.

В зарубежной литературе при его описании используется термин Spark Plasma Sintering (SPS) [2]. Метод основан на пропускании через образец импульсов постоянного тока высокой энергии в течение всего периода спекания и приложения одноосного давления.

Таким образом, цель работы заключается в формировании гетерофазного материала на основе железа с использованием метода электроискрового спекания из стружки сталей и исследования его структуры.

В качестве исходных материалов были выбраны стали с перлитной (У8) и аустенитной (12Х18Н10Т) структурами.

Образцы формировались из смеси стружки двух видов. Первый вид стружки был получен токарной обработкой без применения смазочно-охлаждающей жидкости. Второй вид стружки получен в лабораторных условиях при обработке образцов из указанных сталей напильником.

Формирование равномерной смеси стружек обеспечивали перемешиванием частиц в планетарной шаровой мельнице Fritsch Pulverisette 6 при частоте вращения 100 об/мин в течение 20 мин. Спекание осуществляли на установке SPS10–4 Advanced Technology в токопроводящей графитовой пресс-форме с внутренним диаметром 30 мм. Форма и порошок отделялись графитовым слоем для исключения взаимодействия.

Анализ структуры проводили на световом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m. Микротвердость фаз оценивали на микротвердомере для испытаний по Виккерсу 402MVD Wolpert Group.

На рис. 1 представлен общий вид материала, полученного из токарной стружки (стружка 1, *а*), и образца из стружки, полученной в лабораторных условиях (стружка 2, *б*). Сравнив рис. 1, *а* и *б*, можно увидеть, что в обоих случаях присутствует структура аустенита (А) и перлита (П). На рис. 2, *а* и *б* представлено изображение области с аустенитно-мартенситной структурой. Такая структура образуется в результате взаимной диффузии углерода и легирующих элементов в процессе спекания.

ДюрOMETрический анализ показал, что среднее значение микротвердости в аустенитной зоне материала из стружки 1 и стружки 2 составляет 487 НВ и 523 НВ соответственно. Для перлитной зоны 307 НВ для материала из стружки 1 и 322 НВ — для материала из стружки 2. Для аустенитно-мартенситной зоны 736 НВ для материала из стружки 1 и 772 НВ — для материала из стружки 2. Проведенный анализ говорит о том, что значение микротвердости в обоих случаях близко друг к другу.

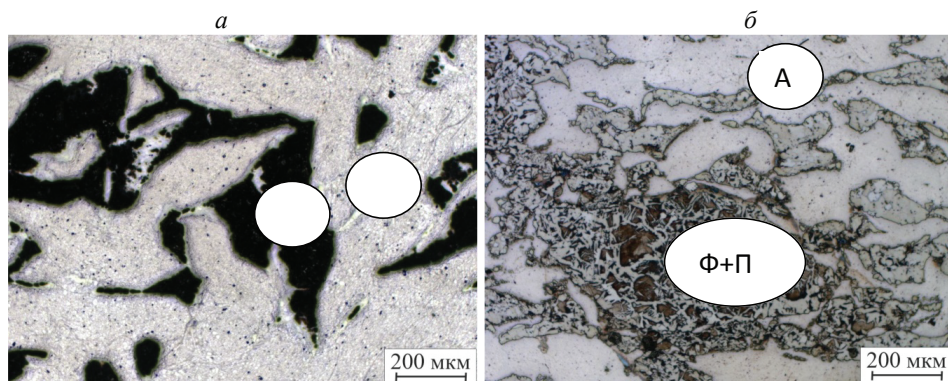


Рис 1. Общий вид образцов:

*a* — из стружки 1; *б* — из стружки 2: А — аустенит, П — перлит, Ф — феррит

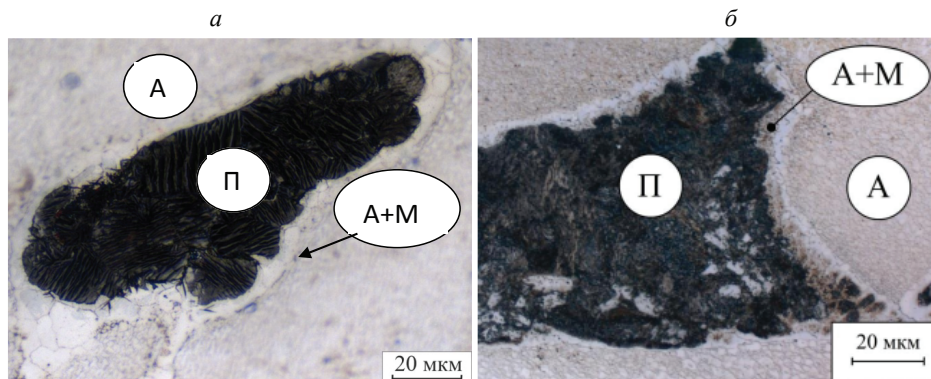


Рис. 2. Образование аустенитно-мартенситной структуры в обоих образцах

Таким образом, проанализировав результаты металлографического и дюрOMETрического исследования, можно сделать вывод, что для получения материала, обладающего гетерофазной структурой, можно использовать стружку, полученную при токарной обработке, которая является вторичным сырьем.

### Литература

1. Райченко А. И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. М. : Металлургия, 1987. 128 с.
2. Ultrahigh strength martensite–austenite dual-phase steels with ultrafine structure: the response to indentation experiments / R. D. K. Misra [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2013. Т. 560. С. 693–699.

УДК 621.793.79

**И. Д. Кучумова<sup>1,2\*</sup>, И. С. Батраев<sup>2</sup>, Н. Ю. Черкасова<sup>1</sup>, Д. К. Рыбин<sup>2</sup>,  
А. В. Ухина<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск

<sup>2</sup> Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск

<sup>3</sup> Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск

\* *ivannakz@mail.ru*

## СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ НА АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ И СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В работе представлены результаты сравнительных испытаний на износ о нежестко закрепленные частицы в соответствии со стандартом ASTM G65 детонационных покрытий с аморфной структурой из порошка многокомпонентного сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , стали 20ХГР после цементации и нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Износостойкость аморфных покрытий находится на уровне цементированной стали.

*Ключевые слова:* абразивная износостойкость, порошок, аморфная фаза, многокомпонентный сплав, фазовый состав, шероховатость

**I. D. Kuchumova, I. S. Batraev, N. Y. Cherkasova, D. K. Rybin, A. V. Ukhina**

## COMPARATIVE WEAR TESTS ACCORDING TO THE ASTM G65 STANDARD OF DETONATION AMORPHOUS COATINGS AND STEELS AFTER THERMOCHEMICAL TREATMENT

The work presents the results of comparative wear tests according to the ASTM G65 standard of detonation coatings with an amorphous structure, steel after cementation and stainless steel, which was used as a substrate for spraying the coating. The wear resistance of amorphous coatings is at the level of cemented steel.

*Keywords:* wear resistance, powder, amorphous phase, multicomponent alloy, phase composition, roughness



Разработка и формирование функциональных покрытий являются одним из основных направлений в современном машиностроении. Покрытия, имеющие высокие показатели абразивной стойкости, позволяют повысить срок эксплуатации изделий без значительного увеличения их стоимости. В данном отношении особый интерес представляют газотермические покрытия с аморфной структурой из порошка многокомпонентных сплавов на основе железа, имеющие высокую износостойкость [1; 2]. Детонационное напыление позволяет получать более качественные покрытия с аморфной структурой по сравнению с другими методами газотермического напыления [3].

Целью работы являлось проведение сравнительных испытаний детонационных покрытий из многокомпонентного сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ , стали 12Х18Н10Т, которая использовалась в качестве подложки для напыления, и стали 20ХГР после цементации.

Напыление покрытий проводилось на детонационном комплексе ССДС2000 [4]. При напылении использовался двухсоставной ствол с коническим переходом между камерой сгорания  $\varnothing 20$  мм и длиной 700 мм и разгонной секцией (соплом)  $\varnothing 16$  мм и длиной 300 мм. Дистанция напыления составляла 200 мм. Использовали ацетиленокислородную взрывчатую смесь эквимолярного состава ( $\text{O/C} \approx 1$ ). Объем взрывчатой смеси варьировали в диапазоне 50–70 % от общего объема ствола установки с шагом в 10 %. Ранее проведенные исследования показали, что данные параметры позволяют получать качественные покрытия с высокой степенью аморфизации, высокой адгезией, низкой пористостью и высокой твердостью [5]. Цементация пластин из стали 20ХГР проводилась в твердом карбюризаторе (ГОСТ 2407–51) при температуре 950 °С с выдержкой в течение пяти часов с последующей закалкой (850 °С) в масло и отпуском (200 °С).

Показатели относительной износостойкости ( $K_{\text{и}}$ ) образцов оценивали в соответствии со стандартом ASTM G65, являющимся одним из наиболее распространенных стандартов для определения абразивной стойкости газотермических покрытий. В качестве образца-эталона использовалась сталь 12Х18Н10Т. Измерение шероховатости и исследование топографии поверхности износа проводили на комплексе «Zygo New View 7300».

Экспериментальные результаты относительной износостойкости исследуемых образцов представлены на рис. Износостойкость покры-

тий из сплава  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  находится на уровне стали 20ХГР после цементации и на 30 % больше, чем у нержавеющей стали.

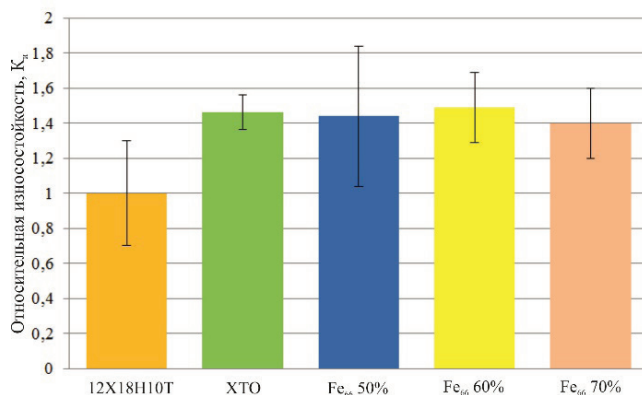


Рис. Относительная износостойкость исследуемых образцов в условиях воздействия частиц абразива

Наименьшую шероховатость поверхности износа имеет покрытие, полученное при заряде 60 % ( $Ra = 0,386$  мкм). У образца цементированной стали данный показатель самый высокий ( $Ra = 0,518$  мкм). Исследование топографии поверхности износа показало, что при абразивном износе материала детонационных покрытий на поверхности отсутствуют следы отслоения и выкрашивания частиц, формирующих покрытия, что говорит о достаточно высокой когезии покрытий. У цементированной стали поверхность износа имеет множественные глубокие царапины, указывающие на низкое сопротивление износу упрочненного слоя.

*Исследование выполняется по гранту при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Новосибирской области в рамках проекта № 19-43-543034.*

### Литература

1. Microstructural investigation of Fe–Cr–Nb–B amorphous/nanocrystalline coating produced by HVOF / Y. Guo [et al.] // MATERIALS & DESIGN. 2016. V. 111. P. 608–615.
2. Liu L., Zhang C. Fe-based amorphous coatings: Structures and properties // Thin Solid Films. 2014. V. 561. P. 70–86.



3. Formation of metallic glass coatings by detonation spraying of a  $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$  powder / I. Kuchumova [et al.] // Metals. 2019. V. 9. P. 846–858.

4. Comparison of Microstructure and Tribological Properties of Plasma, High Velocity Oxy-Fuel and Detonation Sprayed Coatings from an Iron-Based Powder / L. Xie [et al.] // Materials Transactions. 2018. V. 59. P. 1591–1595.

5. Ульяницкий В. Ю. CCDS2000 — оборудование нового поколения для детонационного напыления // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 10. С. 36–41.

УДК 669.018.95; 669.293

**Д. В. Прохоров\* В. П. Коржов, И. С. Желтякова**

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка

\*prohorov@issp.ac.ru

## ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ (Ti–Al)- И (Mo–Si–C)-СПЛАВОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ И КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Исследовались жаропрочные композиты из сплавов (Ti–Al) и (Mo–Si–C) с интерметаллидным и карбидо-силицидным упрочнением. Композиты получали диффузионной сваркой под давлением пакетов из фольг титана и алюминия и пакетов из Mo-фольг с (Si–C)-покрытием. Слоистые структуры формировались вследствие твердофазного взаимодействия между Ti- и Al-фольгами, Mo-фольгами и покрытиями.

*Ключевые слова:* композит, слоистая структура, интерметаллическое соединение, твердофазный способ, металлическая матрица, диффузионная сварка, прочность, трещиностойкость

**D. V. Prokhorov, V. P. Korzhov, I. S. Zheltjakova**

## STRENGTH AND STRUCTURE OF LAMINATED COMPOSITES FROM (Ti–Al)- AND (Mo–Si–C)-ALLOYS WITH INTERMETALLIDE AND CARBIDE HARDENING

We studied heat-resistant composites from alloys (Ti–Al) and (Mo–Si–C) with intermetallic and carbide-silicide hardening. Composites were obtained by diffusion welding under pressure of packages of titanium and aluminum foils and packages of Mo-foils with (Si–C)-coating. Layered structures were formed due to the solid-phase interaction between: Ti- and Al-foils, Mo-foils and coatings.

*Key words:* composite, layered structure, intermetallic compound, solid-phase method, metal matrix, diffusion welding, strength, crack resistance

**М**ногослойные пакеты состояли из чередовавшихся тонких фольг титана и алюминия, пакеты Mo/(Si, C) — из Mo-фольг с су-

спензионным покрытием из порошковой смеси кремния и сажи. Пакеты подвергались диффузионной сварке в течение 1,5–2 ч под давлением 15–18 МПа в вакууме порядка 10–4 мм рт. ст. при температурах 1200 и 1450 °С для Ti/Al- и Mo/(Si, C)-пакетов соответственно.

Слоистая структура Ti/Al-компози́тов, сформировавшаяся при сварке вследствие реактивной диффузии между фольгами титана и алюминия, состояла из слоев вязко-пластичного твердого раствора Al в титане с дискретными выделениями  $Ti_3Al$  и образовавшихся на месте Al-фольг диффузионных слоев из интерметаллических соединений  $TiAl_2$ ,  $TiAl$  и  $Ti_3Al$  (рис. 1), которые исполняли роль жаропрочной составляющей композита. Результаты испытаний на прочность при изгибе для трех Ti/Al- композитов, отличавшихся отношениями  $t_{Ti}/t_{Al}$ , где  $t$  — толщина фольг титана и алюминия, при комнатной температуре и повышенных температурах в интервале 650–850 °С представлены на рис. 2.

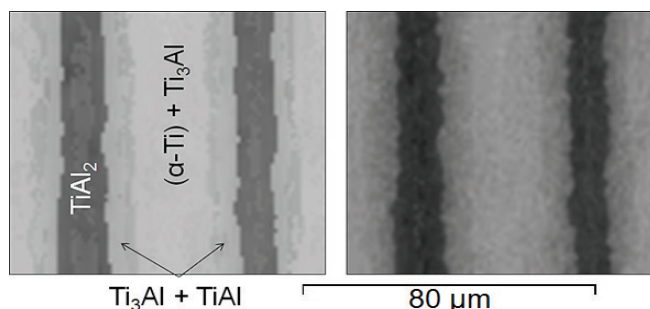


Рис. 1. Микроструктура Ti/Al-компози́та после диффузионной сварки

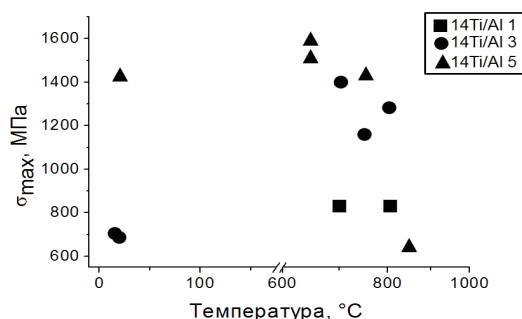


Рис. 2. Зависимость предела прочности Ti/Al-компози́тов при испытаниях на трех точечный изгиб при комнатной температуре и в интервале 650–850 °С

При 650–800 °С прочность слоистых композитов достигала высоких значений — 1200–1500 МПа.

Слоистые композиты Mo/(Si–C) на основе молибдена с карбидо-силицидным упрочнением предназначены для температур выше 1300 °С. Фрагменты его слоистой структуры из вязко-пластичного твердого раствора на основе молибдена и упрочняющих слоев с карбидными фазами и интерметаллидами с кремнием представлены на рис. 3.

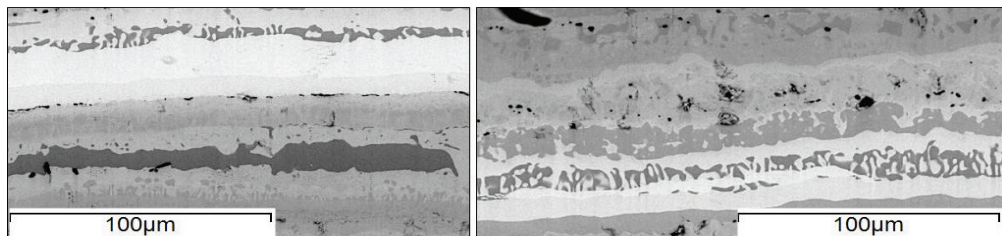


Рис. 3. Характерные микроструктуры слоистых композитов Mo/(Si–C)

Так как слоистая структура композитов сильно анизотропная, то испытания на прочность полезно проводить, прикладывая нагрузку перпендикулярно ( $\perp$ ) и параллельно ( $\parallel$ ) плоскости слоев. Получены следующие результаты: при комнатной температуре —  $246 \pm 48$ , если  $\perp$ , и  $242 \pm 26$  МПа, если  $\parallel$ , то есть анизотропия отсутствует. В температурном интервале 1030–1450 °С —  $248 \pm 59$ , если  $\perp$ , и  $306 \pm 17$  МПа, если  $\parallel$ , то есть анизотропия наблюдается.

УДК 669 72

**Е. С. Белослудцева<sup>1\*</sup>, А. В. Пушин<sup>1,2</sup>, А. Е. Свирид<sup>1</sup>, Н. Н. Куранова<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\* *ebelosludceva@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. Г. Пушин

## СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Fe

Методами дифракции рентгеновских лучей и электронной микроскопии исследованы структура и мартенситные превращения сплавов систем  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0\text{--}25$  ат. %) и  $\text{Ni}_{50-y}\text{Mn}_{50}\text{Fe}_y$  ( $y = 0\text{--}25$  ат. %). Установлены особенности структуры и фазовый состав сплавов в зависимости от их химического состава.

**Ключевые слова:** мартенситное превращение, фазовый состав, структура, Ni–Mn–Fe, электронномикроскопические исследования, рентгенофазовый анализ

**E. S. Belosludtseva, A. V. Pushin, A. E. Svirid, N. N. Kuranova**

## STRUCTURE AND PHASE TRANSFORMATIONS OF Ni-Mn-Fe BASED ALLOYS

The structure and martensitic transformations of the alloys, based on the systems  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0\text{--}25$  at. %) и  $\text{Ni}_{50-y}\text{Mn}_{50}\text{Fe}_y$  ( $y = 0\text{--}25$  at. %), were investigated by X-ray diffraction and electron microscopy. The peculiarities of structure and phase composition were investigated from the chemical composition of alloys.

**Key words:** martensitic transformation, phase composition, structure, Ni-Mn-Fe, electron microscopic and X-Ray studies

Фазовый состав литых закаленных сплавов систем  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0\text{--}25$  ат. %) и  $\text{Ni}_{50-y}\text{Mn}_{50}\text{Fe}_y$  ( $y = 0\text{--}25$  ат. %) был исследован с использованием рентгеновской дифрактометрии в монохроматизированном медном излучении. Установлено, что сплавы с 5 ат. % Fe находятся в состоянии тетрагональной гранецентрированной (а-ГЦТ) мартенситной фазы с параметрами решетки  $a = 0,372$  нм,  $c = 0,356$  нм,

$c/a = 0,96$  (рис. 1, *а*) со следами аустенитной ГЦК-фазы, тогда как остальные сплавы имели структуру  $\gamma$ -ГЦК с параметром решетки  $a$ , величина которого уменьшалась в пределах  $0,366\text{--}0,363\text{ нм}$ , при увеличении содержания железа до 25 ат. % (рис. 1, *б*).

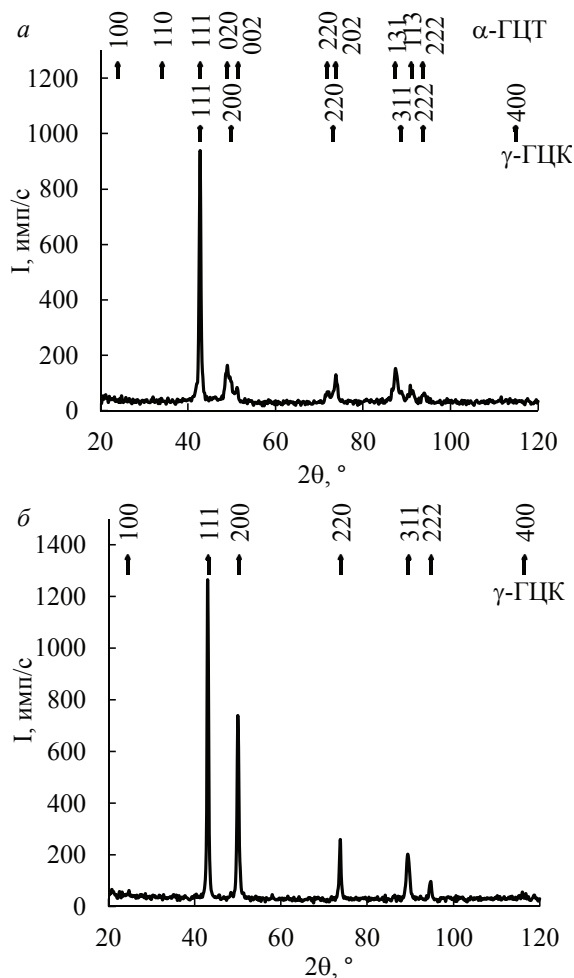


Рис. 1. Рентгенограммы сплавов:

*а* —  $\text{Ni}_{50}\text{Mi}_{45}\text{Fe}_5$ ; *б* —  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{35}\text{Fe}_{15}$

Сплавы имели полиэдрическую структуру по данным оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Тетрагональная мартенситная фаза отличалась тонкодвойникованным пакетным строением (рис. 2, *а, б*).

По данным фрактографического анализа разрушение сплавов происходило по смешанному транскристаллитному и интеркристаллитному типу (рис. 2, в).

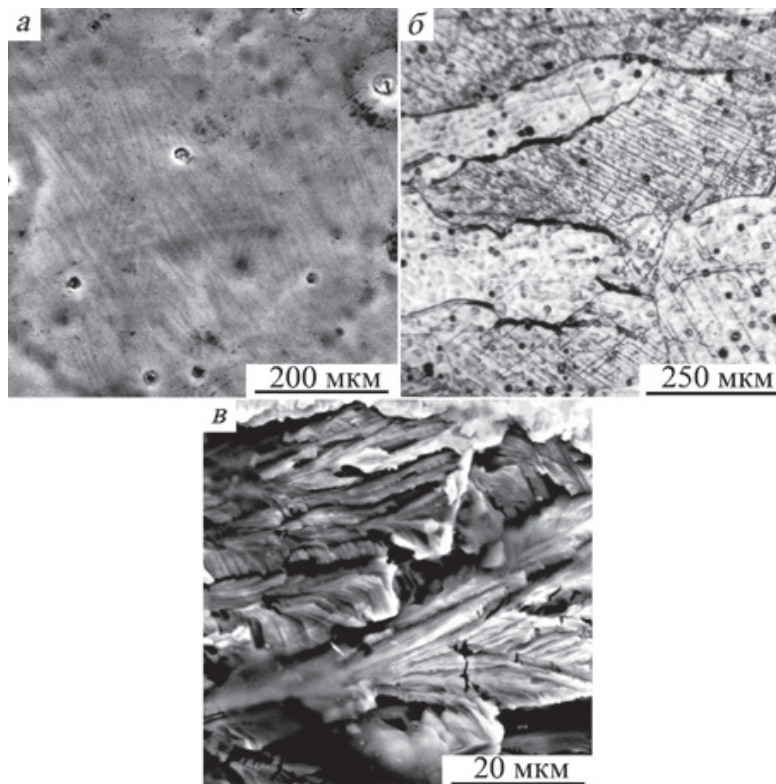


Рис. 2. Изображения микроструктуры:

*a* — полученные, РЭМ сплава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ ; *б* — полученные оптической микроскопией сплава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{40}\text{Fe}_{10}$ ; *в* — фрактография сплава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$

*Работа выполнена в рамках государственного задания  
МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура»,  
№ АААА-А18-118020190098-5) при частичной поддержке РФФИ  
(проект № 18-32-00529 мол\_а).*

УДК 669.72

**А. В. Пушин<sup>1,2\*</sup>, Е. С. Белослудцева<sup>1</sup>, А. Е. Свирид<sup>1</sup>, Н. Н. Куранова<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*avpushin@rambler.ru

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. Г. Пушин

## СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Fe, ПОДВЕРГНУТЫХ КРУЧЕНИЮ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Методами дифракции рентгеновских лучей и электронной микроскопии исследованы структура и фазовый состав сплавов систем  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0-15$  ат. %) и  $\text{Ni}_{50-y}\text{Mn}_{50}\text{Fe}_y$  ( $y = 0-15$  ат. %), подвергнутых кручению под высоким давлением 8 ГПа.

*Ключевые слова:* аустенит, мартенсит, фазовый состав, структура, Ni–Mn–Fe, электронномикроскопические исследования, рентгенофазовый анализ, кручение под высоким давлением

**A. V. Pushin, E. S. Belosludtseva, A. E. Svirid, N. N. Kuranova**

## STRUCTURE AND PHASE TRANSFORMATIONS OF Ni–Mn–Fe BASED ALLOYS, SUBJECTED BY HIGH PRESSURE TORSION

The structure and phase composition of the alloys, based on the systems  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0-15$  at. %) и  $\text{Ni}_{50-y}\text{Mn}_{50}\text{Fe}_y$  ( $y = 0-15$  at. %) subjected by high pressure torsion were investigated by X-ray diffraction and electron microscopy.

*Key words:* austenite, martensite, phase composition, structure, Ni–Mn–Fe, electron microscopic and X-Ray studies, high pressure torsion

**М**икроструктура и фазовый состав литых закаленных сплавов систем  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-x}\text{Fe}_x$  ( $x = 0-15$  ат. %) и  $\text{Ni}_{50-y}\text{Mn}_{50}\text{Fe}_y$  ( $y = 0-15$  ат. %), подвергнутых кручением под высоким давлением (КВД) 8 ГПа, были исследованы с использованием рентгеновской дифрактометрии в монохроматизированном медном излучении, растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии. Установлено, что все сплавы имели аустенитную ( $\gamma$ -ГЦК)-структуру



с параметром кристаллической решетки, величина которого уменьшалась в пределах 0,3675–0,3659 нм при увеличении содержания железа до 15 ат. % (рис. 1).

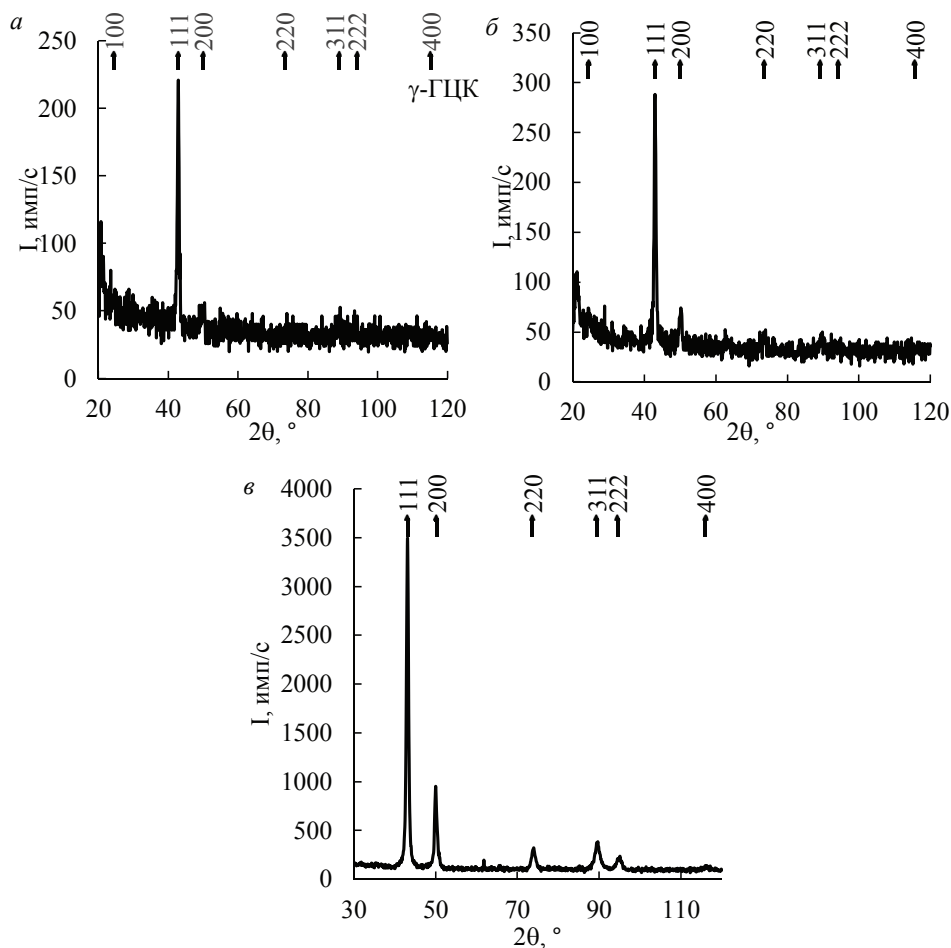


Рис. 1. Рентгенограммы сплавов:

*a* —  $\text{Ni}_{50}\text{Mi}_{45}\text{Fe}_5$ ; *б* —  $\text{Ni}_{50}\text{Mi}_{35}\text{Fe}_{10}$ ; *в* —  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{35}\text{Fe}_{15}$

Сплавы с 5 ат. % Fe имели в исходном литом закаленном состоянии мартенситную тетрагональную гранецентрированную ( $\alpha$ -ГЦТ) структуру с параметрами решетки  $a = 0,372$  нм,  $c = 0,356$  нм,  $c/a = 0,96$  со следами аустенитной ГЦК фазы. После КВД они испытали более сильное измельчение зеренной структуры и фрагментацию, чем более легиро-

ванные железом аустенитные сплавы. Это сопровождалось усилением коаксильной одноосной текстуры деформации по  $\langle 111 \rangle$  ГЦК по данным рентгеновского анализа (рис. 1), уменьшением размера зерен менее 100 мкм, а внутризеренных фрагментов до 100–150 нм (рис. 2) при сохранении преимущественно пакетного строения мартенсита.

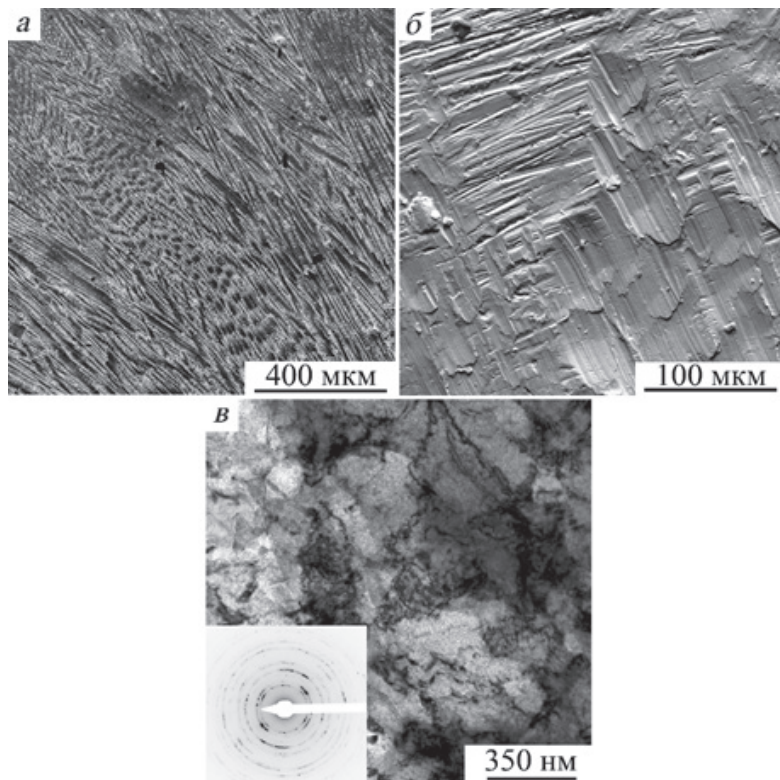


Рис. 2. Изображения микроструктуры:

*a, б* — полученные, РЭМ сплавов  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{35}\text{Fe}_{15}$ ; *в* — полученные, ПЭМ сплава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{35}\text{Fe}_{15}$  и электронограмма (на вставке)

*Работа выполнена в рамках государственного задания  
МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура»,  
№ АААА-А18-118020190098–5) при частичной поддержке РФФИ  
(проект № 18–32–00529 мол\_а).*

.....

## **СЕКЦИЯ 6**

Физические процессы  
и явления в материалах  
в экстремальных условиях  
эксплуатации и эксперимента

.....

УДК 669.546.623

**М. А. Пахомов<sup>1\*</sup>, О. Е. Корольков<sup>2</sup>, В. В. Столяров<sup>1</sup>**<sup>1</sup> Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, г. Москва<sup>2</sup> Московский политехнический университет, г. Москва*\*pakhomovmish@gmail.com*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. В. Столяров

## ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В АЛЮМИНИИ

В работе на технически чистом нагартованном алюминии исследуются особенности деформационного поведения при растяжении и одновременном воздействии одиночными импульсами тока высокой плотности. Обнаружено, что скачок напряжения с амплитудой 50–80 МПа при незначительном повышении температуры образца вызван электропластическим эффектом.

*Ключевые слова:* технически чистый алюминий, прочность, электропластическая деформация, растяжение, металл, постоянный ток, напряжение, одиночный ток, текучесть, удлинение

**M. A. Pakhomov, O. E. Korolkov, V. V. Stolyarov**

## ELECTROPLASTIC EFFECT AT TENSION IN ALUMINUM

In work on technically pure quartered aluminum, the features of deformation behavior are studied under growing and simultaneous exposure to single current pulses of high density. It was found that at a reduced voltage of 50–80 МПа, caused by the electroplastic effect, with a slight increase in the temperature of the sample.

*Keywords:* technically pure aluminum, strength, electroplastic deformation, tensile, metal, direct current, stress, single current, fluidity, elongation

**А**люминий является основой многих сплавов электротехнического назначения. При введении тока в алюминиевых проводах возникают явления, включающие тепловой эффект, пластическую деформацию, пинч- и скин-эффекты. При высокой плотности тока в металлах может возникать также электропластический эффект, вклад которого может быть значителен [1]. Цель исследования — определить влияние режимов импульсного тока на амплитуду скачков напряжения течения.

Объектом исследования выбран технически чистый алюминий АД1 в виде холоднокатаной и отожженной при 350 °С проволоки Ø5 мм, из которой для растяжения с током и без него вырезали цилиндрические образцы Ø3×20 мм. Образцы испытывали при скорости растяжения 1 мм/мин и плотности тока от 150 до 2000 А/мм<sup>2</sup>.

На рис. и в таблице представлены результаты растяжения алюминия без тока (кривая 1) и с током (кривая 2). Диаграмма растяжения без тока не имеет каких-либо особенностей и является типичной для металлов. Введение тока плотностью более 500 А/мм<sup>2</sup> и длительностью более 100 мкс приводит к появлению скачков напряжения с амплитудой 15–20 МПа. При этом увеличивается относительное удлинение и снижается напряжение течения.

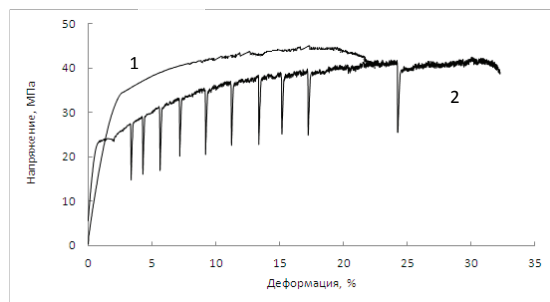


Рис. Диаграммы растяжения алюминия АД1 без тока (1) и с током (2)

Таблица

Механические свойства и условия испытаний отожженного алюминия АД1

Режимы тока				Механические свойства		
Вид тока	$j$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , мс	$T$ , °С	Предел текучности, МПа	Предел прочности, МПа	Отн. удлинение, %
Без тока	—	—	23	34	45	18
Одиночные импульсы	2000	1	31	24	41	31

Таким образом, показано, что введение импульсного тока приводит к появлению скачков напряжения вниз, снижению пределов прочности и текучести, увеличению относительного удлинения.

### Литература

1. Троицкий О. А., Розно А. Г. Электропластический эффект металла // Физика твердого тела. 1970. С. 203–210 с.

УДК 680.18:669.71

**Ю. В. Сыроватко**

Институт охраны почв Украины (Днепропетровский филиал), г. Днепр (Украина)

yu.syrovatko@gmail.com

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕПЛОЕМКОСТЬ ДЕКАГОНАЛЬНЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ

В работе рассчитана теплоемкость декагональных квазикристаллических фаз в сплаве Al–Co–Ni при высоких температурах. Выражение для расчета теплоемкости получено с использованием модели Дебая. Для квазикристаллических фаз наблюдается линейная «избыточная» теплоемкость в диапазоне температур от 480 до 1200 К, что свидетельствует об отклонении от закона Дюлонга и Пти. «Избыточная» теплоемкость определяется особенностями анизотропии декагональных квазикристаллов.

*Ключевые слова:* квазикристаллы, анизотропия, модель Дебая, дисперсионный закон, температурная зависимость теплоемкости, «избыточная» теплоемкость

**Yu. V. Syrovatko**

## HIGH TEMPERATURE OF DECAGONAL QUASICRYSTALS HEAT CAPACITY

The heat capacity of decagonal quasicrystals of the Al–Co–Ni alloy was calculated at the high temperatures in this work. The expression for the heat capacity of the quasicrystals was obtained based on the Debye model. For the quasicrystals, the linear “excessive” heat capacity is observed in the range of temperatures between 480 to 1200 K which means the deviation from the 3R Dulong–Petit value. The “excessive” heat capacity relates to the peculiarities in the decagonal quasicrystal anisotropy.

*Key words:* quasicrystals, anisotropy, the Debye model, dispersive law, temperature heat capacity dependence, “excessive” heat capacity

**К**вазикристаллические сплавы можно использовать в качестве наполнителей композиционных материалов [1] благодаря присущим им свойствам. Особый интерес исследователей вызывает теплоемкость

квазикристаллических фаз данных сплавов [2]. Эта характеристика является основной энергетической величиной, отображающей стабильность квазикристаллов к температурным воздействиям [1], возникающим при изготовлении композиционных материалов. Экспериментальные исследования [2] показали, что квазикристаллические фазы имеют так называемую «избыточную» теплоемкость при высокой температуре, однако это явление не получило достаточного объяснения. В связи с этим целью данной работы является исследование влияния температуры на теплоемкость декагональных квазикристаллических фаз сплава Al–Ni–Co в сравнении с кристаллическими фазами.

Поскольку структура кристаллической фазы изотропна, дисперсионный закон имеет линейную зависимость во всех направлениях. Свободная энергия  $F$  кристаллической фазы при высоких температурах определяется по формуле [3]:

$$F = \frac{TV}{\pi^2} \int_0^\infty dk_x \int_0^\infty dk_y \int_0^\infty dk_z \ln \left( 1 - \exp \left( -\frac{\hbar u k}{T} \right) \right), \quad (1)$$

где  $u$  — групповая скорость;  $k_x, k_y, k_z$  — соответствующие волновые вектора;  $T$  — температура;  $V$  — объем;  $\hbar$  — постоянная Планка.

Заменив, согласно формализму Дебая, верхнюю границу интегрирования на величину  $\frac{\hbar u k}{T}$ , получим

$$F = \frac{Vk^3}{2\pi^2 3} \left( T \ln \left( \frac{\hbar u k}{T} \right) - \frac{7}{6} T \right). \quad (2)$$

Отсюда легко найти соотношение для энергии  $E = F + TS = \frac{Vk^3 T}{2\pi^2 3}$ ,

где  $S = -\frac{\partial F}{\partial T}$ . Выражение для теплоемкости соответствует сфере Де-

бая [4] и равно  $C = \frac{Vk^3}{2\pi^2 3} = 3R$ . Отсюда следует, что при высоких тем-

пературах теплоемкость кристаллической фазы подчиняется закону Дюлонга — Пти.

Структура квазикристаллической декагональной фазы анизотропна. Эти кристаллы имеют квазипериодическое строение в направлениях  $x$  и  $y$  и периодическое строение в направлении  $z$ . Как следствие, наблюдается различие дисперсионных законов в разных направле-

ниях. В плоскости  $xу$  дисперсионный закон представлен квадратичной зависимостью  $\chi^2 = k_x^2 + k_y^2$ , а в направлении  $z$  имеет линейную зависимость  $const \cdot k_z$ . Поэтому свободную энергию для декагональной квазикристаллической фазы при высоких температурах можно представить в виде [3]

$$F = \frac{8VT}{(2\pi)^3} \int_0^{\hbar k_{\max}/T} dk_z \int_0^{\hbar \chi_{\max}^2/T} \ln \left( 1 - \exp \left( -\frac{\hbar}{T} \sqrt{u_z^2 k_z^2 + \gamma^2 \chi^4} \right) \right) 2\pi \chi d\chi, \quad (3)$$

где  $\gamma$  — групповая скорость в плоскости.

После интегрирования [4] свободная энергия будет иметь вид:

$$F = \frac{VL^2}{2\pi^2 \gamma u} \left[ T \ln \hbar L - T \ln T - \frac{7}{2} T + \frac{1}{2} \hbar L - \frac{1}{8} \frac{\hbar^2 L^2}{T} + \frac{3}{80} \frac{\hbar^3 L^3}{T^2} - \frac{3}{240} \frac{\hbar^4 L^4}{T^3} + \frac{3}{672} \frac{\hbar^5 L^5}{T^4} \right], \quad (4)$$

где  $L = \sqrt{u^2 k_{z\max}^2 + \gamma^2 \chi_{\max}^4}$ .

Теплоемкость декагональной квазикристаллической фазы при высоких температурах:

$$C_V = \frac{\partial E}{\partial T} = 3R \left[ 1 + \frac{3}{12} \frac{\theta^2}{T^2} - \frac{6}{40} \frac{\theta^3}{T^3} + \frac{3}{20} \frac{\theta^4}{T^4} - \frac{15}{168} \frac{\theta^5}{T^5} \right], \quad (5)$$

где  $\frac{VL^2}{2\pi^2 \gamma u}$  аналогично сфере Дебая  $3R$  и  $\hbar L$  температуре Дебая  $\theta$  [4].

График зависимости теплоемкости от температуры для декагональной квазикристаллической фазы сплава Al—Co—Ni представлен на рис.

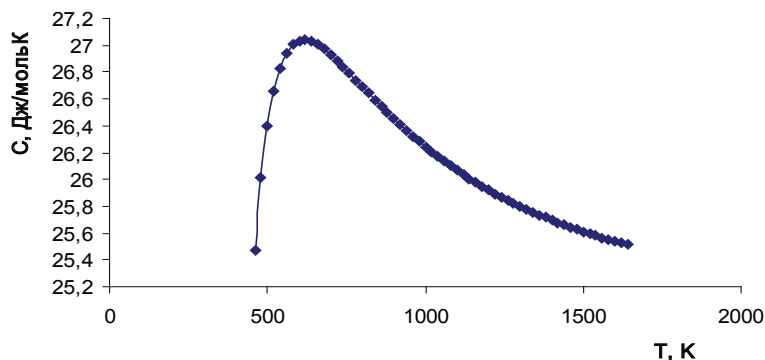


Рис. Температурная зависимость теплоемкости квазикристаллической фазы сплава Al—Co—Ni



Температура Дебая квазикристаллической фазы Al–Co–Ni около 600 К. Из рис. видно, что при температуре 600–700 К теплоемкость достигает значения 27 Дж/моль·К, что превышает уровень Дюлонга-Пти (25 Дж/моль·К). Далее теплоемкость уменьшается, но остается повышенной до температуры около 1300 К, что говорит о стабильности квазикристаллической фазы в этом температурном интервале. Следовательно, квазикристаллическая фаза является более стабильной, чем кристаллическая, что позволяет использовать квазикристаллы Al–Co–Ni в составе композиционных материалов в качестве наполнителей.

### Литература

1. Sukhova O. V., Syrovatko Yu. V. Formation of Cu- and Al-based composites reinforced with Al–Co–Cu and Al–Co–Ni quasicrystalline particles // Visnik Dnipropetrovs'kogo Universitetu. Seria Fizika, radioelektronika. 2017. Issue 24, V. 25. P. 37–41.
2. Высокотемпературная теплоемкость квазикристалла  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$  / А. Ф. Прекул [и др.] // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. Вып. 11. С. 1933–1935.
3. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Статистическая физика. М. : Наука, 1976. 583 с.
4. Сыроватко Ю. В. Неравновесные процессы формирования границ раздела между расплавленными металлами и твердыми фазами разной структуры : автореф. дис... канд. физ.-мат. наук. Днепр : ДНУ им. О. Гончара, 2017. 22 с.

УДК 669.295/620.172

**М. С. Калиенко<sup>1,2\*</sup>, А. В. Волков<sup>1</sup>, А. В. Желнина<sup>1</sup>, М. О. Ледер<sup>1</sup>,  
П. Е. Панфилов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Корпорация ВСМПО-АВИСМА, г. Верхняя Салда

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\**kamak85@rambler.ru*

## СРАВНЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ОКИСЛЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT18U И VT20

В представленной работе исследованы титановые сплавы VT18U и VT20 после изотермического отжига на воздухе при температуре 625 °С в течение 1000 часов. Проведена оценка газонасыщенного слоя и толщины оксида на поверхности сплавов после отжига методами оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Установлено, что после отжига концентрация кислорода в газонасыщенном слое исследованных сплавов отличается, что связано с различием в механизмах окисления сплавов.

*Ключевые слова:* титановые сплавы, окисление, диффузия

**M. S. Kalienko, A. V. Volkov, A. V. Zhelnina, M. O. Leder, P. E. Panfilov**

## COMPARISON OF OXIDATION MECHANISMS OF TITANIUM ALLOYS VT18U AND VT20

In the present work, VT18U and VT20 titanium alloys are studied after isothermal annealing at a temperature of 625 °C for 1000 hours in an air. The gas-saturated layer and thickness of the oxide on surface of the alloys after annealing by optical and electron microscopy were estimated, the oxygen concentration was evaluated by XRD analysis. It was established that oxygen concentration in the gas-saturated layer of the studied alloys is different due to varied in the oxidation behavior of the alloys.

*Key words:* Ti alloy, oxidation, diffusion

**П**ри повышенной температуре титановые сплавы активно взаимодействуют с кислородом, образуется оксидный слой на по-

верхности и газонасыщенный приповерхностный слой. Таким образом есть два основных механизма окисления — кислород образует с титаном новую фазу  $\text{TiO}_2$ , и происходит диффузия кислорода вглубь металла. Результатом этих двух процессов является привес массы при окислении. Химический состав титановых сплавов определяет протекание данных физических процессов [1]. Целью настоящей работы являлось получение новых экспериментальных данных о механизмах окисления титановых сплавов ВТ18У и ВТ20.

В работе исследовали листы из титановых сплавов ВТ18У и ВТ20 производства ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Для исследования использовали вырезанные на электроискровом станке образцы размером  $20 \times 20$  мм, по 2 для сплава. Образцы были шлифованы на наждачной бумаге со снятием острых кромок, обезжирены бензином и вымыты в этиловом спирте в ультразвуковой ванне. Изотермический отжиг образцов от листов проводили при температуре  $625^\circ\text{C}$  в течение 1000 ч. Термическую обработку (т/о) осуществляли в электрической лабораторной печи объемом  $0,5 \text{ м}^3$  с вентилятором для перемешивания воздуха и точностью поддержания температуры  $5^\circ\text{C}$ . Для расчета прироста массы после т/о использовали весы METTLER TOLEDO, с точностью  $0,0001$  г. Электронно-микроскопические исследования проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Quanta 3D FEG. Для рентгеноструктурного анализа образцов (РСА) использовали дифрактометр Bruker D8 Advance, параметры кристаллической решетки уточняли в программе TOPAS 3 методом полно-профильного анализа.

Газонасыщенный слой на окисленных образцах сплавов после отжига представлен на рис., этот слой имеет более яркий контраст на снимках. Слой оксида сформировавшегося на поверхности сплава ВТ20 в результате отжига, существенно больше, чем на сплаве ВТ18У, соответственно, 1771 и 941 нм. По данным качественного РСА оксид на поверхности сплавов представлен фазой рутила  $\text{TiO}_2$ .

Используя полученные данные о приросте массы образцов, толщине слоя оксида на образцах, приняв одинаковой плотность оксидов и равной плотности  $\text{TiO}_2$  был рассчитан вклад в прирост массы от оксида, который составил 40 и 23 % соответственно для ВТ20 и ВТ18У. Соотношение  $c/a$  параметров кристаллической решетки сплавов вблизи границы оксид/металл у сплава ВТ20 существенно меньше, чем у ВТ18У, что свидетельствует о меньшей концентрации кислорода в металле [2].

Таблица

Глубина газонасыщенного слоя, толщина оксида, вклад оксида в  $\Delta m$  и отношение параметров с/а кристаллической решетки сплавов вблизи границы металл/оксид после отжига 625 °С — 1000 ч

Сплав	Толщина оксида, нм. (РЭМ)	Вклад оксида в прирост $m$ , %	с/а
BT20	1771	40	1,607
BT18У	941	23	1,609

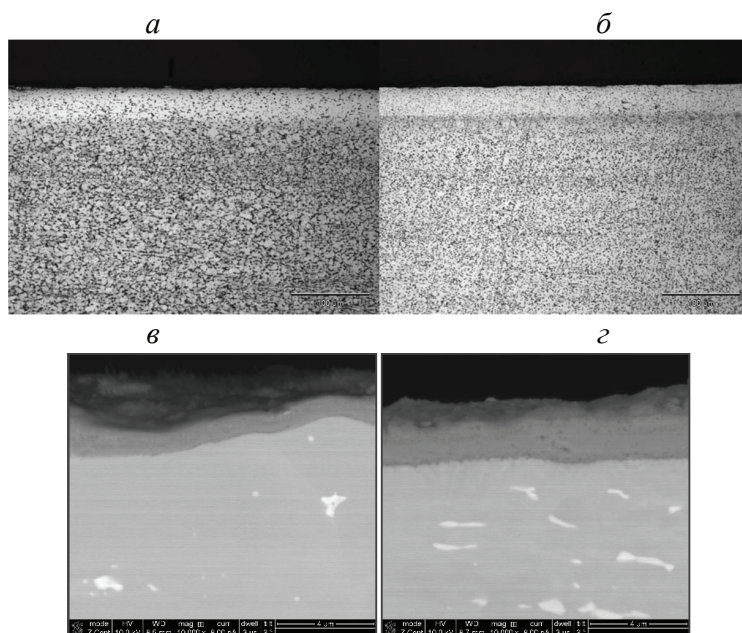


Рис. Газонасыщенный слой и оксид на поверхности образцов после отжига 625 °С — 1000 ч — воздух:

а, в — BT18У; б, г — BT20

Таким образом, полученные данные демонстрируют существенное отличие механизмов окисления рассмотренных сплавов. Наблюдаемое отличие в содержании кислорода в газонасыщенном слое потенциально влияет на механические свойства сплавов в окисленном состоянии [3].

### **Литература**

1. Cabrera N., Mott N. F. Theory of the oxidation of metals // Reports on progress in physics. 1949. V. 12, № 1. P. 163–184.
2. Finlay W. L., Snyder J. Effects of three interstitial solutes (nitrogen, oxygen, and carbon) on the mechanical properties of high-purity, alpha titanium // JOM. 1950. V. 2, № 2. P. 277–286.
3. Влияние параметров кристаллической решетки поверхностного газонасыщенного слоя на пластичность титановых сплавов при испытании на растяжение / М. С. Калиенко [и др.] // МиТОМ. 2019. № 8. С. 30–34.

.....

## **СЕКЦИЯ 7**

Аддитивные технологии

.....

УДК 669.018.44

**М. О. Дмитриева**

Самарский национальный исследовательский университет, г. Самара

*mdmitr1ewa@yandex.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. А. Мельников

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА INCONEL 738, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Работа посвящена исследованию микроструктуры и механических свойств образцов из жаропрочного сплава Inconel 738, выращенных методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Проведены металлографические и электронно-микроскопические исследования образцов. Определены механические свойства образцов после СЛС.

*Ключевые слова:* жаропрочный сплав, селективное лазерное сплавление, микроструктура, механические свойства, Inconel 738

**M. O. Dmitrieva**

## THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF INCONEL 738 SUPERALLOY BY SELECTIVE LASER MELTING

Currently Selective Laser Melting (SLM) with application of metal powder materials is a promising direction in aircraft and engine industry. SLM has many benefits over traditional manufacturing techniques. This work is dedicated for microstructure and mechanical properties of Inconel 738 super alloy samples obtained by SLM.

*Key words:* superalloy, selective laser melting, microstructure, mechanical properties, Inconel 738

**В** настоящее время перспективным направлением в производстве деталей аэрокосмического назначения, в том числе лопаток газотурбинных двигателей, является селективное лазерное сплавление (СЛС). Эта технология заключается в послойном построении детали

на подложке путем сплавления отдельных гранул металлического порошка лазером высокой мощности [1].

Метод СЛС позволяет изготавливать детали сложной геометрической формы, упрощает прототипирование и сокращает затраты на изготовление изделия за счет отсутствия необходимости проведения дополнительной механической обработки и сборочных операций [2].

Основной проблемой СЛС является обеспечение надлежащей микроструктуры синтезированного материала, а также устранение пористости готовой детали [3].

Цель данного исследования заключается в изучении микроструктуры и механических свойств жаропрочного сплава Inconel 738, синтезированного методом СЛС. Основными задачами являются: анализ микроструктуры образцов после СЛС и определение их механических свойств.

Образцы для исследования были изготовлены на установке селективного лазерного сплавления SLM 280HL. Для металлографических исследований изготавливались шлифы в поперечном и продольном сечении на автоматическом шлифовально-полировальном станке REMET LS250A. Исследование микроструктуры после травления проводилось на металлографическом микроскопе МЕТАМ ЛВ-31. Электронно-микроскопические исследования образцов проводились на растровом электронном микроскопе TESCAN Vega SB. Механические свойства исследовались с помощью универсальной испытательной машины Testometric.

Металлографический анализ показал, что микроструктура в поперечном сечении представляет собой сплавленные частицы порошка. В поперечном сечении наблюдается слоистая микроструктура, что соответствует послойному выращиванию образцов. По границам слоев наблюдаются микротрещины.

Электронно-микроскопический анализ позволил установить размер микротрещин и их ориентацию относительно друг друга на угол  $120^\circ$ . Протяженность микротрещин составляет в среднем 6–8 мкм.

Механические испытания образцов, выращенных методом СЛС, показали, что их свойства при испытаниях на растяжение составляют:  $\sigma_b = 1025$  МПа,  $\sigma_t = 602$  МПа,  $\delta = 3,7\%$ , что превышает характеристики сплава Inconel 738 в литом состоянии  $\sigma_b = 765$  МПа,  $\sigma_t = 530$  МПа,  $\delta = 7,5\%$ .



### **Литература**

1. Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава / В. Ш. Суфияров [и др.] // Цветные металлы. 2015. № 1. С. 79–84.
2. Каблов Е. Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // Металлы Евразии. 2017. № 1. С. 2–6.
3. Аддитивное производство с помощью лазера / И. Ю. Смуров [и др.] // Вестник МГТУ «Станкин». 2011. Т. 2, № 4. С. 144–146.

УДК 669.35-19

**А. В. Чемезова, А. О. Овчинникова\***

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*anastasiya1825@gmail.com*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук В. Р. Бараз

## ОСОБЕННОСТИ МЕДНОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МН19, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Работа посвящена изучению использования аддитивных технологий для получения экспериментального объекта. Рассмотрены структура и механические свойства трехмерной модели, изготовленной методом селективного лазерного сплавления из порошков медноникелевого сплава МН19.

*Ключевые слова:* мельхиор, медноникелевый сплав, селективное лазерное сплавление, структура, свойства

**A. V. Chemezova, A. O. Ovchinnikova**

## FEATURES OF COPPER-NICKEL ALLOY MN19 SYNTHESIZED BY SELECTIVE LASER MELTING

This work is devoted to the study of the use of additive technologies to obtain an experimental object. The structure and mechanical properties of a three-dimensional model made by selective laser melting of copper-nickel alloy MN19 powders are considered.

*Key words:* melchior, copper-nickel alloy, selective laser melting, structure, properties

**Т**ехнология селективного лазерного сплавления (СЛС) позволяет создавать металлические объекты из плавкого металлического порошка. В этом случае детали создаются послойно, посредством наплавления материала под действием лазерного луча, который фактически вырисовывает форму каждого слоя до полной готовности объекта.

В настоящей работе основное внимание было уделено использованию метода СЛС для получения экспериментального объекта на основе промышленного сплава МН19.

Химический состав сплава МН19: 19,0 % Ni, 0,157 % Fe; 0,245 % Si; остальное — Cu.

С целью приготовления порошка из проволоки была использована установка для газопламенного напыления. Был получен порошок с диаметром частиц не более 40 мкм. Изготовление трехмерной модели из сплава МН19 проводилось на 3D-принтере EOS M280. В результате был изготовлен объемный образец в виде прямоугольного параллелепипеда размером 30×30×10 мм (рис. 1). Формирование модели осуществлялось на подложке из прокатанной монолитной заготовки этого сплава.

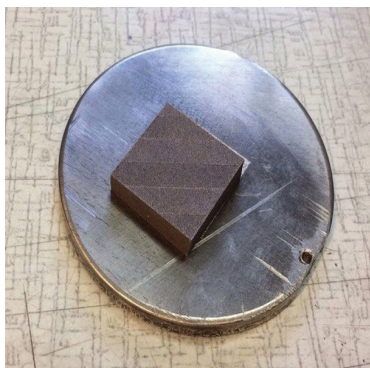


Рис. 1. Готовая трехмерная модель 3D-образца на подложке

Металлографический просмотр структуры данных шлифов показал, что в исходном (монолитном) состоянии сплав имеет типичную картину отожженного материала, подвергнутого небольшой пластической деформации (рис. 2, *а*). Структура образца, подвергнутого СЛС, существенно иная (рис. 2, *б*). Она состоит из многочисленных дисперсных фрагментов, имеющих характерный вид так называемых турбулентных завихрений, сохраняющих каплевидную конфигурацию.

Фактически не удается наблюдать типичную картину, характерную для кристаллического состояния, — нет дендритной структуры, отсутствуют признаки зеренного строения с наличием границ этих структурных образований. Возникает предположение, что в условиях локального лазерного нагрева последующее охлаждение в расплав-

ленных участках идет с такой скоростью, что становится возможным подавление процесса кристаллизации и фиксирование сильно переохлажденной жидкой фазы, т. е. получение аморфного состояния (металлического стекла).

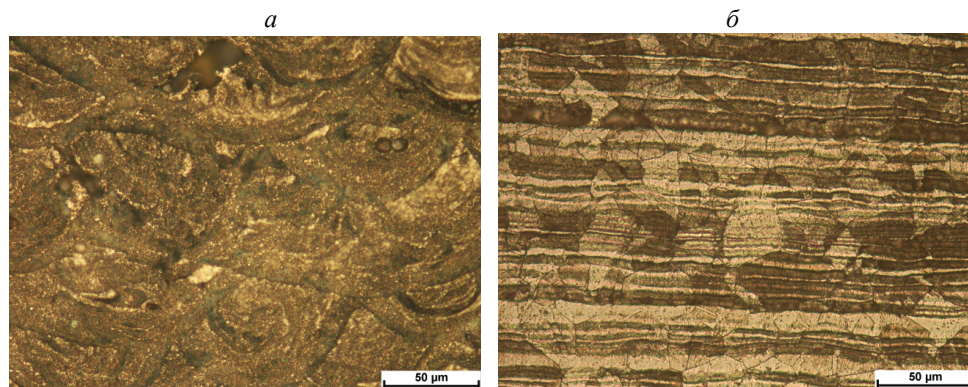


Рис. 2. Микроструктура образцов:  
а — монолитного, б — сплавленного

**Плотность.** Были получены следующие данные: плотность монолитного образца составила  $8,925 \text{ г/см}^3$ , а сплавленного —  $8,562 \text{ г/см}^3$ , т. е. последний материал формально оказался менее плотным. Однако это различие не носит принципиального характера — оно составляет всего 4 %.

**Шероховатость.** Параметры шероховатости (профиль рельефа) для обеих поверхностей имеют следующие показатели: монолит —  $710 \pm 15 \text{ нм}$ ; 3D-образец —  $660 \pm 20 \text{ нм}$ . Можно заключить, что спеченный образец характеризуется относительно лучшей «гладкостью».

**Микротвердость.** Установлено, что микротвердость сплава МН19 в исходном состоянии, т. е. после отжига, составляла 62 НВ. В то же время микротвердость 3D-образца оказалась на 19 % выше и равнялась 75 НВ.

На основании выполненного исследования можно сделать следующие выводы:

1) метод трехмерного построения 3D-модели впервые был реализован применительно к медноникелевому сплаву типа МН19. С использованием селективного лазерного сплавления (СЛС) был получен объемный образец в форме прямоугольного параллелепипеда;

2) структурные исследования показали, что полученная 3D-модель не характеризуется типичными признаками кристаллического строения. Высказано предположение, что в данных условиях процесс сплавления, видимо, привел к формированию структурного состояния, близкого к аморфному;

3) показано, что сплавленный 3D-образец практически не отличается по плотности от монолитного аналога, но значимо выделяется меньшей шероховатостью поверхности, а также более высокими значениями твердости.

УДК 621.373.826

**Я. Гэн<sup>1\*</sup>, С. В. Коновалов<sup>1</sup>, К. А. Осинцев<sup>1</sup>, С. Чэнь<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Самарский национальный исследовательский университет

им. акад. С. П. Королёва, г. Самара

<sup>2</sup> Университет Вэньчжоу, г. Вэньчжоу (КНР)

\*960083831@qq.com

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА НА ПОРИСТОСТЬ СПЛАВА Ti–6Al–4V, ПРОИЗВЕДЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Селективное лазерное плавление является хорошо подходящим методом, который позволяет наращивать сложные детали из титанового сплава непосредственно из слоя порошка. В работе представлена оптимизация процесса. Путем сравнения и анализа различных микроструктур и механических свойств были обсуждены параметры процесса, приводящие к оптимальным результатам.

*Ключевые слова:* селективное лазерное плавление, оптимизация, пористость, микроструктура, остаточное напряжение, дефекты

**Y. Geng, S. V. Konovalov, K. A. Osintsev, X. Chen**

## THE EFFECT OF PROCESS PARAMETERS ON POROSITY OF Ti-6Al-4V ALLOY MANUFACTURED BY SELECTIVE LASER MELTING

Selective laser melting is a well suited method that enables the buildup of complex titanium alloy parts directly from powder bed. In this paper it shows a view to the state of the process optimization. By comparing and analyzing different microstructure and mechanical properties the process parameters were discussed.

*Key words:* selective laser melting, optimization, porosity, microstructure, residual stress, defects

**Т**итановый сплав Ti–6Al–4V является перспективным материалом для применения в различных областях промышленности. Селективное лазерное плавление является зарекомендовавшим себя методом, который позволяет формировать послойно очень сложные

по своей геометрической форме детали из титановых сплавов непосредственно из порошковых слоев. Благодаря высокой энергии лазерного луча, воздействующего на слои порошка, и высоким скоростям охлаждения, микроструктура получаемых таким способом изделий является неравновесной и неоднородной. Полное переплавление слоя порошка приводит к нестабильности расплава, что наряду с плохо подобранными технологическими параметрами может приводить к микроструктурным дефектам и пористости. Поэтому выбор оптимальных параметров процесса является важным для успешного изготовления деталей методом селективного лазерного плавления.

В работе рассмотрена оптимизация параметров процесса и связанных с ним экспериментов. На основании полученных результатов представлено влияние технологических параметров на пористость Ti–6Al–4V, полученного методом селективного лазерного плавления. Путем сравнения и анализа различных микроструктур и механических свойств обсуждены параметры процесса, приводящие к оптимальным результатам. Было установлено, что высокая энергия воздействия приводит к большим скоростям охлаждения во время обработки. Для снижения остаточных напряжений и повышения качества микроструктуры необходимо поддерживать высокую энергию воздействия.

УДК 658.5.012.1

**М. В. Рашковец<sup>1\*</sup>, Н. Г. Кислов<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск<sup>2</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
г. Санкт-Петербург*\*mrashkovets@mail.ru*Научные руководители: канд. техн. наук, доц. А. А. Никулина<sup>1</sup>, канд. техн. наук,  
доц. О. Г. Климова-Корсмик<sup>2</sup>

## МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ

Рассмотрены режимы высокоскоростного прямого лазерного выращивания и структура жаропрочного никелевого сплава ЭИ698П, сформированная при оптимальных технологических параметрах. Оценены механические свойства, проведено сравнение с механическими свойствами аналогичного материала, полученного по традиционной технологии.

*Ключевые слова:* жаропрочные никелевые сплавы, аддитивные технологии, микроструктура, механические свойства

**M. V. Rashkovets, N. G. Kislov**

## MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NICKEL-BASE ALLOY OBTAINED BY HIGH-SPEED DIRECT LASER DEPOSITION

The operating parameters of High-speed direct laser deposition and the structure of nickel-base alloy EI698P obtained with optimal operating parameters are presented. The mechanical properties were evaluated with a comparison of the mechanical properties of a similar material obtained by conventional processing.

*Key words:* Ni-base alloys, additive manufacturing, microstructure, mechanical properties

**В**ысокоскоростное прямое лазерное выращивание — это технология аддитивного производства, основанная на подаче металли-



ческих материалов в виде порошка в расплавленную ванну при лазерном плавлении для производства изделий с высокими механическими свойствами [1]. Использование лазерного источника тепла позволяет изготавливать крупногабаритные детали сложной геометрии, а прямой подвод энергии — при необходимости формировать градиентную структуру.

Высокие механические свойства и способность длительно работать при температуре 550–700 °С позволяют применять жаропрочный никелевый сплав ЭИ698 П (71,034–78,46Ni, 13–16Cr, 2,8–3,2Mo, 2,35–2,75Ti, 1,9–2,2Nb ≥ 2Fe, 1,45–1,8Al, 0,03–0,07C % вес.) для изготовления жаропрочных изделий ответственного назначения [2]. Уровень механических свойств и жаропрочных характеристик, необходимых для обеспечения стабильной работы деталей газовой турбины при формировании изделий стандартными литейными технологиями, достигается термической обработкой [2]. Учитывая наличие повторного термического влияния при формировании изделий аддитивным методом, были проанализированы микроструктура и механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЭИ698П без применения дополнительной термической обработки после формирования образцов.

При выборе оптимального режима были проведены предварительные эксперименты с варьированием мощности лазерного излучения от 1400 до 2000 Вт, шага по высоте отдельного слоя от 0,6 до 0,9 мм при комбинации скорости сканирования 25 и 35 мм/с. При минимальных указанных рабочих параметрах в образцах образуется большое количество пор и несплавов. При средних значениях из-за большого объема расплавленной ванны металла меняется высота выращенных слоев по краям образца, что может привести к искажению формы изделия. Таким образом, исследованию подвергались образцы, полученные при скорости лазерного сканирования 35 мм/с, мощности лазерного излучения 2000 Вт и с шагом по высоте 0,9 мм.

В микроструктуре образцов отсутствуют трещины. Продольное сечение представлено дендритным строением (рис. а, б). Рост дендритного зерна направлен перпендикулярно подложке, имеет эпитексиальный характер и распространяется в пределах 10–15 последовательных слоев. В структуре не просматривается граница между соседними слоями, которая при эксплуатации может служить концентратором напряжений. Несмотря на высокую скорость охлаждения в структуре присутствуют зоны с равноосной структурой (рис. в). Граница разде-

ла между разнотерменными областями может инициировать образование трещин во время работы изделия [3].



Рис. Микроструктура продольного сечения образца:

*а* — первые слои выращивания относительно подложки; *б* — средние слои выращивания относительно подложки; *в* — зоны с равновесной структурой

В таблице представлены механические свойства выращенного сплава ЭИ698П без применения дополнительной термической обработки в сравнении с механическими свойствами аналогичного сплава, полученного методом литья с последующей термической обработкой (закалка 1120 °С/8 ч/воздух; отпуск 1000 °С/4 ч/воздух, 750–775 °С, 16–25 ч, воздух), и сплава, полученного спеканием.

Таблица

Механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЭИ698П

Технология	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Высокоскоростное прямое лазерное выращивание	1030	840	18
Технология литья + ТО	1150	705	16
Спекание	1250	800	15

Исходя из сравнительной таблицы, можно сделать вывод, что сплав, сформированный аддитивным методом высокоскоростного прямого лазерного выращивания, имеет значения, близкие к свойствам материала, полученного методом спекания.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19–31–27001.*

### **Литература**

1. Technological foundations of high-speed direct laser deposition of products by the method of heterophase powder metallurgy / G. Turichin [et al.] // Scientific and technical journal «Fotonika», 2015. № 4. P. 68–83.
2. Колачев В. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М. : МИСИС, 1999. 416 с.
3. Справочник по машиностроительным материалам. Т. 1. Сталь / Г. И. Погдин-Алексеев. М. : МАШГИЗ, 1959. 224 с.

УДК 621.791.01, 621.791.052.4

**А. М. Халил<sup>1,2\*</sup>, И. С. Логинова<sup>1,3</sup>, А. Н. Солонин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва

<sup>2</sup> Shoubra Faculty of Engineering, Benha University, Cairo (Egypt)

<sup>3</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\* [asmaa.mostafa@feng.bu.edu.eg](mailto:asmaa.mostafa@feng.bu.edu.eg)

## ВЛИЯНИЕ Zr, Sc, Ti, B Fe И Ni НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА AA7075 ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

В настоящей работе исследован высокопрочный сплав AA7075, дополнительно легированный 0,3%Sc+0,5%Zr, 1%Ti+0,2%B и 1%Fe+1%Ni для повышения сопротивляемости сплава образованию горячих трещин и однородности структуры.

*Ключевые слова:* Al–Zn–Mg–Cu, переходные металлы, модифицирование, микроструктура, лазерное плавление, гомогенизационный отжиг

**A. M. Khalil, I. S. Loginova, A. N. Solonin**

## INFLUENCE OF Zr, Sc, Ti, B, Fe AND Ni ON THE MICROSTRUCTURE OF AA7075 ALLOY DURING LASER PROCESSING

In the present work the wrought aluminium alloy AA7075 modified with 0,3%Sc+0,5%Zr, 1%Ti+0,2%B and 1%Fe+1%Ni to refine and uniform the grain structure, to decrease the effective solidification range to decrease the hot crack formation during rapid solidification after laser processing was studied.

*Keywords:* Al–Zn–Mg–Cu, transition elements, modification, microstructure, laser melting, homogenization annealing

Ultra-high-strength 7xxx alloys are generally utilized in transportation, aerospace applications, corrosion resistance applications [1–2]. The disadvantages of these alloys are due to them containing several alloying elements; the received solid structure shows differences in chemical composition from the center of the dendrite to the edges [3]. Alloying elements and contaminations form coarse eutectic structures and arrange in the dendrite

and interdendritic boundaries during the solidification process, which lead to high crack sensitivity and bad castability. The addition of minor Sc, Zr, Ti and B elements enhances the metallurgical state of the 7xxx series [4] and is most commonly used to make the lid of the aluminium can. With a view to the possible future development of a micro-macro model to describe the casting of this alloy, the effect of grain refinement on the microsegregation of magnesium in industrial rolling ingots of AA5182 has been investigated at three different depths beneath the edge of the ingot (and hence three different cooling rates).

The investigated alloys after casting were the standard alloy Al–6,9Zn–2,2Mg–1,4Cu–0,3Mn–0,3Cr. the microstructure of the standard alloy was coarse grains with average size  $272 \pm 20 \mu\text{m}$ . And the modified alloys by adding 0,3%Sc+0,5%Zr and 1%Ti+0,2%B, the grain size was  $11 \pm 2 \mu\text{m}$  and  $23 \pm 2 \mu\text{m}$  respectively. And by adding 1%Fe+1%Ni a coarse structure with average size  $316 \pm 15 \mu\text{m}$  was obtained with the formation of extremely unfavorable morphology, close to a needle-like structure. Homogenization annealing  $460^\circ\text{C}$  for 3 h was done to homogenize the grain structure and eliminate the formation of non-equilibrium eutectic phases [5].

The microstructures after laser melting 300 V, duration 14 ms and Argon as shielding gas of the modified alloys and homogenized annealing can be concluded. In AA7075-standard, the structure was divided into three zones: Base Metal (BM), Heat Affected Zone (HAZ), and Laser Melted Zone (LMZ). The HAZ has a eutectic structure with columnar shape which is almost the same as the BM but with slightly more elongated shape, and these grains have a random crystal orientation. During solidification the grains in the LMZ start to grow from these randomly oriented grains. Non-dendritic equiaxed grains appeared along the fusion line in the LMZ with direction parallel to the opposite direction of the laser heat flow. At the center of the LMZ, there is the appearance of a fine zone in which the structure changed from elongated to fine equiaxed grains.

Figure 1 shows the microstructure of studied alloys after laser melting. Effect of the presence Sc + Zr and Ti + B in the laser processed samples act as a modifying to this alloy. Fine and uniform structures were observed during rapid solidification. This grain refinement resulted from the presence of primary  $\text{Al}_3(\text{Zr, Sc})$  and  $\text{TiB}_2$  particles, which formed during the alloy solidification and became the nuclei for the crystallization of the Al solid solution. In case of alloy with adding Fe + Ni, the coarse structure and eutectic crystal were remelted, causing the formation of eutectic intermetallic phases around the dendrites. Structure formation started from the boundary of

the BM to the surface in the opposite direction to the heat flow, but it did not act as a modifying element during solidification.

The Distribution of alloying elements across the LMZ are present on fig. 2.

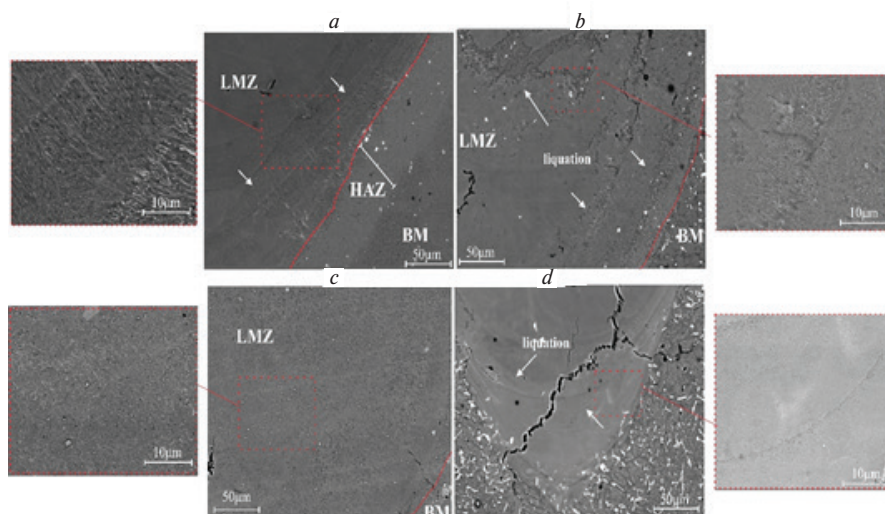


Fig. 1. BM and LMZ of the investigated alloys (a) AA7075-standard, (b) AA7075-ScZr, (c) AA7075-TiB and (d) AA7075-FeNi

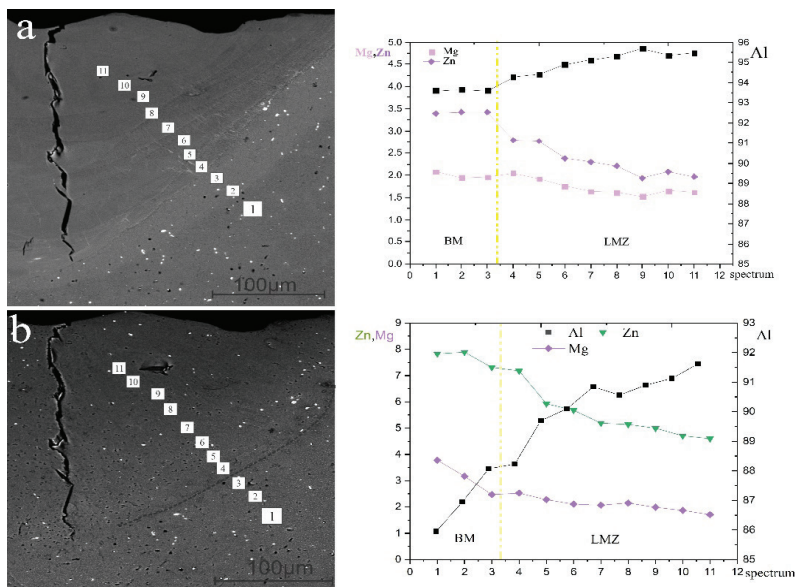


Fig. 2. Distribution of elements for standard alloy

*a* — after laser processing and *b* — after laser processing and annealing at 460 °C for 1 h



As it shown, liquation effect of Zn and Mg was observed in LMZ during laser melting due to the evaporation. Homogenization annealing 460 °C for 1 h post-laser melting was done to let the alloying elements to diffuse and be uniform through all the LMZ as in figure 2b, but this homogenization was affectless on the structure.

#### Conclusion:

AA7075-Standard alloy observed coarse structure after casting, adding Sc+Zr and Ti+B modified and refined the microstructure with formation of primary  $Al_3$  (Zr, Sc) and  $TiB_2$  particles and adding Fe+Ni didn't act as a modifier.

After laser melting, the microstructure was changed and the grain size decreased significantly after the AA7075-Standard was modified with rare earth elements Sc, Zr, Ti, B, Fe, and Ni. Some equiaxed grains were formed in the region near the boundary of the melted zone; above and below this boundary were the equiaxed grain zone and the heat-affected zone (HAZ), respectively. The best structure after laser melting was in AA7075–TiB and AA7075–ScZr.

Severe liquation effects appeared in AA7075-standard this caused non-uniform elemental distribution on the LMZ, leading to bad properties of the laser-melted area, but after annealing 460 °C for 1h the distribution of elements was slightly uniform through the BM and LMZ.

#### References

1. Naka M., Eto T. New aspect of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications. *Mater. Sci. Eng. A* 2000, 285. P. 62–68.
2. Microstructure and static immersion corrosion behavior of AA7020-O Al plates joined by friction stir welding / A. O. Mosleh, F. H. Mahmoud, T. S. Mahmoud, T. A. Khalifa. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.* 2016. 230. P. 1030–1040.
3. Norman A. F., Prangnell P. B., McEwen R. S. The solidification behaviour of dilute aluminium–scandium alloys // *Acta Mater.* 1998. 46. P. 5715–5732.
4. The effect of grain refining on the microsegregation of aluminium–magnesium alloy 5182 / A. M. Glenn, S. P. Russo, J. D. Gorman, P. J. K. Paterson. *Micron* 2001. 32. P. 841–850.
5. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of a new modified cast and laser-melted AA7075 alloy / A. M. Khalil [et al.] // *Materials*, (2019). 12 (20).

УДК 669.295:621.762

**М. А. Герман<sup>\*</sup>, И. А. Грушин, С. С. Слезов**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва

*\*ferrarigerman@gmail.com*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук С. В. Скворцова

## **ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ В ЗАГОТОВКАХ ИЗ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ПОМОЩИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА**

В рамках проведенного исследования было изучено влияние термической обработки на структуру, механические свойства и текстуру заготовок из титанового сплава ВТ6, полученных при помощи аддитивной технологии прямого лазерного нанесения материала.

*Ключевые слова:* титановый сплав, аддитивные технологии, порошковая металлургия, селективное лазерное сплавление, 3D-технологии, 3D-принтер, термическая обработка

**M. A. German, I. A. Grushin, S. S. Slezov**

## **STRUCTURE AND TEXTURE FORMATION BEHAVIOUR IN TWO-PHASE TITANIUM ALLOYS BILLETS OBTAINED BY ADDITIVE MANUFACTURING**

The effect of heat treatment on the structure, mechanical properties and texture of titanium alloy Ti–6Al–4V billets, obtained by additive manufacturing technology was investigated in this work.

*Key words:* titanium alloy, additive manufacturing, powder metallurgy, selective laser melting, 3D-technology, 3D-printer, thermohydrogen processing

**На** первом этапе работы была изучена микроструктура и измерена твердость образцов, вырезанных из заготовки, полученной при помощи технологии прямого лазерного нанесения металла (ПЛНМ) из сплава ВТ6.



Образцы, вырезанные из заготовки, полученной по технологии ПЛНМ из гранул размером  $-80 + 60$  мкм, имеют неравновесную ( $\alpha + \beta$ )-структуру, что, по-видимому, обусловлено малой скоростью отвода тепла в процессе 3D-печати (рис. 1, *а*). Структура представлена пластинчатой  $\alpha$ -фазой и небольшим количеством  $\beta$ -фазы.

Измерение твердости в исходном состоянии после 3D-печати показало существенное отличие ее значений в зависимости от направления — 37 ед. HRC в направлении роста (НР) и 32 ед. HRC в направлении продольного роста (НПР). Это позволило предположить наличие кристаллографической текстуры и, следовательно, анизотропии свойств.

На следующем этапе работы были исследованы влияние отжига на формирование структуры, фазового состава и механические свойства заготовки из сплава ВТ6, полученной при помощи ПЛНМ. Для термической обработки выбран режим отжига, наиболее часто используемый для сплава ВТ6: 820 °С, выдержка — 1 ч, охлаждение на воздухе.

Отжиг при 820 °С не приводит к принципиальным изменениям в структуре: сохраняется структура «корзиночного плетения» при незначительном росте размеров пластин  $\alpha$ -фазы (рис. 1, *б*). Твердость после термической обработки во всех направлениях составляет 37 ед. HRC.

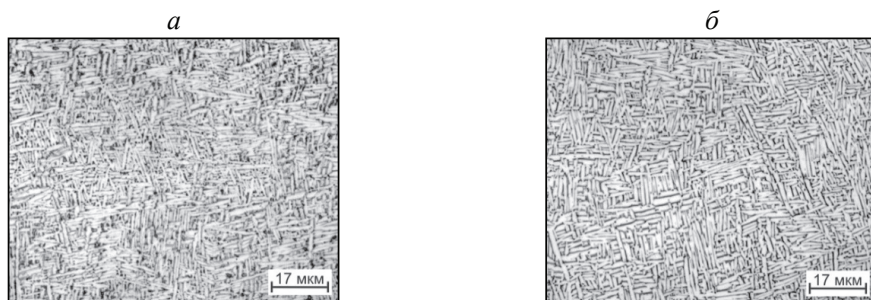


Рис. 1. Микроструктура образцов:

*а* — вырезанных из заготовки, выращенной из гранул дисперсностью  $-80 + 60$  мкм в исходном состоянии; *б* — после вакуумного отжига 820 °С

На следующем этапе работы были проведены механические испытания образцов из сплава ВТ6 в исходном состоянии и после вакуумного отжига при 820 °С.

Результаты испытаний в исходном состоянии показали высокую анизотропию свойств в двух направлениях, которая сохраняется и после проведения термической обработки (табл.). Вакуумный отжиг при 820 °С

приводит к некоторому снижению значений прочности и увеличению пластичности. Это обусловлено снятием внутренних напряжений.

Таблица

Механические свойства образцов, полученных методом ПЛНМ

Направление вырезки образцов	Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Направление роста (НР)	Исходное после ПЛНМ-печати	1030	980	18	46
Направление продольного роста (НПР)		1100	1035	11	29
Направление роста (НР)	Отожненное в вакууме 820 °С, выдержка в течение 2 ч	990	930	19	52
Направление продольного роста (НПР)		1060	1018	14	34

Разница свойств в зависимости от направления, по-видимому, связана с формированием кристаллографической текстуры в заготовках.

На следующем этапе работы были построены ОПФ для образцов в исходном состоянии. Анализ ОПФ показал, что в направлении продольного роста наблюдается повышенная полюсная плотность базисных плоскостей, а в НР — плоскостей  $\{10\bar{1}2\}\alpha$  и  $\{11\bar{2}0\}\alpha$  (рис. 2).

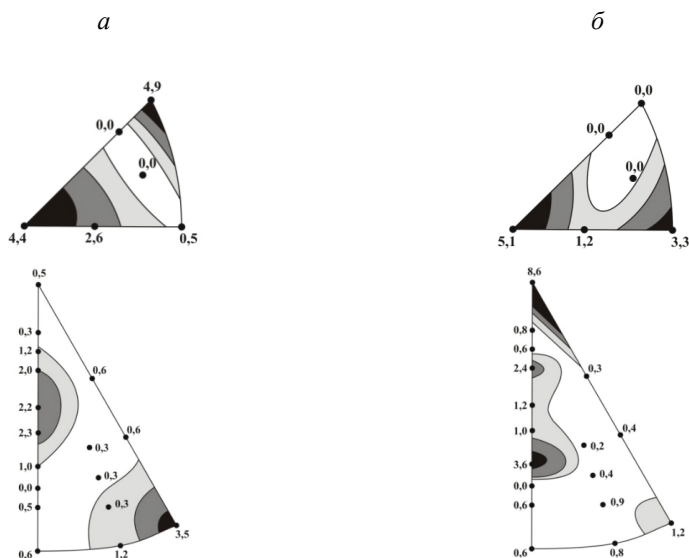


Рис. 2. Текстура заготовки из сплава ВТ6 после 3D-печати:  
а — направление роста; б — направление продольного роста

Таким образом, в заготовках формируется текстура ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-превращения в соответствии с ориентационными соотношениями Бюргерса. Этим объясняется наличие анизотропии механических свойств в двух направлениях. Отжиг не приводит к изменению характера текстуры  $\beta$ - и  $\alpha$ -фаз.

*Работа выполнена с применением оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.*

УДК 669.295:621.762

**А. Е. Иванов<sup>\*</sup>, А. А. Лиджиев, Ф. В. Макаров**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва

*\*alexey\_24@list.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук С. В. Скворцова

## СРАВНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯМИ SLM И DMLM

В работе рассмотрены образцы титанового сплава Ti–6Al–4V квадратного сечения, выращенные по двум различным технологиям аддитивного производства. Было проведено сравнение исходной микроструктуры, твердости, а также анализ пор полученных образцов.

*Ключевые слова:* аддитивные технологии, титановые сплавы, микроструктура, 3D-печать, селективное лазерное плавление, прямое лазерное плавление металла, аддитивное производство

**A. E. Ivanov, A. A. Lijiev, F. V. Makarov**

## COMPARISON OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF SAMPLES FROM Ti–6Al–4V TITANIUM ALLOY PRODUCED BY SLM AND DMLM TECHNOLOGIES

In this work, samples of a square section Ti–6Al–4V titanium alloy grown by two different additive manufacturing technologies were examined. A comparison was made of the initial microstructure, hardness, and pore analysis of the obtained samples.

*Key words:* additive technologies, titanium alloys, microstructure, 3D-printing, selective laser melting, direct laser melting of metal, additive manufacturing

**На** данный момент аддитивная промышленность — одна из наиболее развивающихся отраслей в России и за рубежом. Наиболее активно развивающимся направлением аддитивного производства является изготовление функциональных изделий и деталей из пластиковых, металлических и неметаллических материалов [1].

Одна из важнейших проблем печати любым методом аддитивного производства — это наличие пор в объеме напечатанных титановых

изделий. Поры являются объемными дефектами и концентраторами напряжений, которые уменьшают прочность изделия и увеличивают риск его разрушения.

В работе рассмотрена исходная микроструктура образцов, полученных методами селективного лазерного сплавления (SLM) и прямого лазерного плавления металла (DMLM). Структура представлена фазой  $\alpha'$ -мартенсита с размером  $\beta$ -зерна 120 мкм у образцов, полученных по технологии SLM, и 106 — по технологии DMLM. Твердость — 36 и 37 ед. HRC соответственно. У обоих образцов также были выявлены объемные дефекты в виде пор. У образцов, полученных методом DMLM, поры имеют как округлую, так и продолговатую форму. Поры в образце, полученном методом SLM, в основном имеют округлую форму, их количество сравнительно меньше, чем у образцов, полученных методом DMLM (табл.). В образцах размер пор, полученных методом SLM, по сравнению с методом DMLM, не превышает 75 мкм (рис.).

Таблица

Относительная концентрация пор в образцах,  
полученных методами SLM и DMLM

Метод	Общая концентрация пор, %	Общее количество пор, шт/мм <sup>2</sup>
SLM	0,2358	4,2920
DMLM	0,3628	6,9490

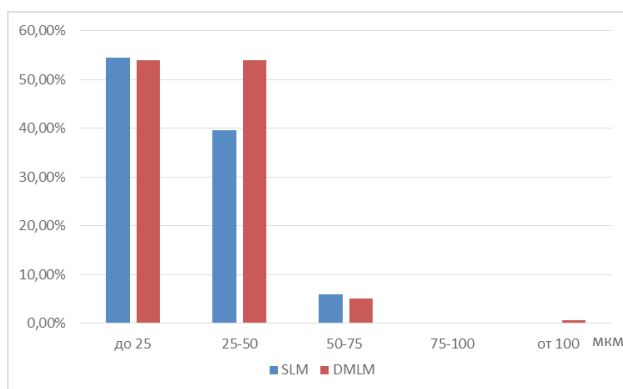


Рис. Относительное распределение количества пор по их размеру в образцах, полученных методами SLM и DMLM

### Литература

1. Смуров И. Ю., Конов С. Г., Котобан Д. В. Новости материаловедения // Наука и техника. 2015. № 2. С. 11–22.

УДК 621.721.01

**Я. Ван<sup>2\*</sup>, С. В. Коновалов<sup>1</sup>, С. Чэнь<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup> Самарский национальный исследовательский университет

им. акад. С. П. Королёва, г. Самара

<sup>2</sup> Университет Вэньчжоу, г. Вэньчжоу (КНР)

\*1151606967@qq.com

## ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПРИСАДКИ ДЛЯ ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ НА МЕСТЕ ИЗ СПЛАВА Fe–Al ПУТЕМ ДОБАВЛЕНИЯ ХРОМА

Для изготовления железо-хром-алюминиевого сплава используется новое аддитивное производство проволоки, основанное на процессе сварки холодным металлом. В результате исследований было установлено, что увеличение содержания Al или уменьшение содержания Cr улучшает твердость сплава Fe–Cr–Al. Карбиды (Fe, Cr) xCy обладают способностью предотвращать образование трещин.

*Ключевые слова:* Производство добавок, CMT, сплав Fe–Cr–Al, растрескивание

**Y. Wang, S. V. Konovalov, X. Chen**

## IN-SITU WIRE-FEED ADDITIVE MANUFACTURING OF FE-AL ALLOY BY ADDITION OF CHROMIUM

A new wire-arc additive manufacturing based on Cold Metal Transfer welding process is used to fabricate iron-chromium-aluminum alloy. From the research found that an increase in Al content or decrease in Cr content improved the hardness of the Fe–Cr–Al alloy. The (Fe, Cr)xCy carbides have the ability to prevent cracks.

*Key words:* Additive Manufacturing, CMT, Fe–Cr–Al alloy, Cracking

The Fe–Cr–Al alloy can form quasicrystal line phase and are known to present good high temperature oxidation resistance and corrosion resistance. Due to these properties, they find extensive application in solar energy absorbers, storage of hydrogen. There have been many research on Fe–Cr–Al alloy [1–4].

However, most of the current research is using vacuum induction melting (VIM) and arc melting to produce the Fe–Cr–Al alloy. The recent wire-arc welding based additive manufacturing technology, Increasingly used to make dissimilar alloys. In the present work, an innovative wire-arc additive manufacturing (WAAM) based on Cold Metal Transfer (CMT) welding process is proposed to fabricate iron-chromium-aluminum (Fe–Cr–Al) alloys, which employing feeding two wires separately into the molten pool.

Two wires are fed into a single molten pool under independent speed control. One of them is 1,2 mm diameter P91 wire which is fed by the CMT Advanced 4000R nc welder machine and another 1,2 mm diameter AlSi5-ER4043 wire is fed by WPC-600 multi-function argon arc welding wire feeder machine. After many trial experiments, the as-fabricated sample is made.

The first is to test the hardness of the sample. Test a hardness point every 2,5 mm. There is little change in hardness in the middle and top. Hardness fluctuates between 245 HV–286 HV. However, near the bottom, the hardness fluctuates significantly. The hardness of sample near the bottom is just about 180HV, which increases rapidly from 183 HV to 281 HV. The main reason is that the Al content in the dilution-affected zone is highly unstable, which leads to fluctuations of hardness correspondingly in the beginning. By contrasting Ejenstam research [5] found that a decrease in the Cr concentration led to increase in the hardness of the Fe–Cr–Al alloy.

Analyzed the metallographic structure of the sample and mechanical properties. Microstructures at higher magnification are captured taken from three typical regions: equiaxed grain region at the top, the columnar grain region at the middle and the dilution affected region at the bottom.

Some tensile tests show that the Ultimate Tensile Strength (UTS) of the sample is  $552,78 \pm 40,1$  MPa. The 0,2 % YS of the sample is  $80,62 \pm \pm 4,04$  MPa. The addition of Cr increases the room temperature elongation of the Fe–Al alloy. This is attributed to the fact that Cr atoms mainly replace the sub-nearest Fe atoms of Al atoms in the Fe<sub>3</sub>Al intermetallic compound sub-lattice of D0<sub>3</sub> structure.

The results of XRD phase characterization in the sample from crack, top, middle and bottom section was studied. There are Fe<sub>3</sub>Al, FeAl, Fe<sub>3</sub>C and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> phases. However, there are no Fe<sub>3</sub>C and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> phases both in the crack and bottom. The (Fe, Cr)<sub>x</sub>C<sub>y</sub> carbides have the ability to prevent cracks from occurring. The carbides are more effective in trapping free hydrogen. This improvement in cracking resistance is attributed to the hydro-

gen trapping potential of the carbide phases. Expecially In the middle section, the most obvious is the presence of  $(\text{Cr}, \text{Fe})_x\text{C}_y$  carbides. The XRD results also indicate that the peak where FeAl is located is more intense in cracked areas than other areas without crack.

### Reference

1. Development and property evaluation of nuclear grade wrought FeCrAl fuel cladding for light water reactors / Y. Yamamoto [et al.] // J NUCL MATER. 2015. № 467. C. 703–716.
2. Gussev M. N., Kevin G. F., Yukinori Y. Design, properties, and weldability of advanced oxidation-resistant FeCrAl alloys // Materials & Design. 2017. № 129. P. 227–238.
3. A study of early corrosion behaviors of FeCrAl alloys in liquid lead–bismuth eutectic environments / J. Lim [et al.] // J NUCL MATER. 2010. № 407. C. 205–210.
4. Pint, B. A., Kinga A. U., Kurt A. T. Effect of steam on high temperature oxidation behaviour of alumina-forming alloys // MATER HIGH TEMP. 2015. № 32. P. 28–35.
5. Microstructural stability of Fe–Cr–Al alloys at 450–550 °C / J. Ejenstam [et al.] // J NUCL MATER. 2015. № 457. C. 291–297.



УДК 669.2/.8.017

**В. В. Шляров<sup>1\*</sup>, Я. Ван<sup>2</sup>, Д. В. Загуляев<sup>1</sup>, А. А. Абатурова<sup>1</sup>**<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк<sup>2</sup> Университет Вэньчжоу, г. Вэньчжоу (КНР)

\*shlyarov@mail.ru

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВА Cu–Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА

В настоящей работе использован метод на основе холодного переноса металла для аддитивного изготовления медно-алюминиевых сплавов. Послойным наплавлением на медную подложку получены образцы для дальнейшего измерения прочностных характеристик. В качестве характеристики, позволяющей сделать некое суждение о прочности, выступает микротвердость. Наплавка осуществлялась при использовании FANUC Robot M-10iA.

*Ключевые слова:* медь, аддитивные технологии, микротвердость, холодный перенос металла, наплавка, CMT

**V. V. Shlyarov, Y. Wang, D. V. Zagulyaev, A. A. Abaturova**

## INVESTIGATION OF MICROHARDNESS OF Cu–Al ALLOY OBTAINED BY COLD METAL TRANSFER

Present work investigated the use of cold metal transfer surfacing for additive manufacturing of Cu–Al alloys. Samples for further measurement of strength characteristics were obtained by layer-by-layer deposition on a copper substrate. Surfacing was carried out with the use of FANUC Robot M-10iA.

*Key words:* copper, additive technologies, microhardness, cold metal transfer, cladding, CMT

С начала XX века активизировались исследования в области медных бронз с добавлением алюминия в качестве основного легирующего элемента, что объясняется отличной коррозионной стойкостью, обусловленной образованием плотного и стабильного пассивного слоя Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Коррозионная стойкость зависит от количества алюминия в сплаве [1].

Эти бронзы также демонстрируют высокую прочность, кавитационную и усталостную стойкость [2]. Сплавы системы Cu–Al применяются для изготовления гребных винтов крупных судов, тяжело нагруженных шестерней и зубчатых колес, корпусов насосов и т. д. Развитие новых технологий получения материалов и изделия позволит расширить круг потенциального использования медно-алюминиевых сплавов. Одним из таких направлений является аддитивное производство, или 3D-печать, которая уже достаточно активно используется в аэрокосмической и биомедицинской отраслях промышленности и в настоящее время изучается в качестве жизнеспособного производственного метода в строительном секторе [3]. Аддитивные технологии предлагают многочисленные преимущества по сравнению с обычными методами производства (литье, ковка, штамповка), такие, как геометрическая свобода, снижение расхода материала, формирование необходимой структуры на стадии производства и т. д.

Целью настоящей работы является установление прочностных характеристик сплава на основе системы Cu–Al, полученного методом холодного переноса металла. В работе использовались медная и алюминиевые проволоки, химический состав которых представлен на рис. 1.

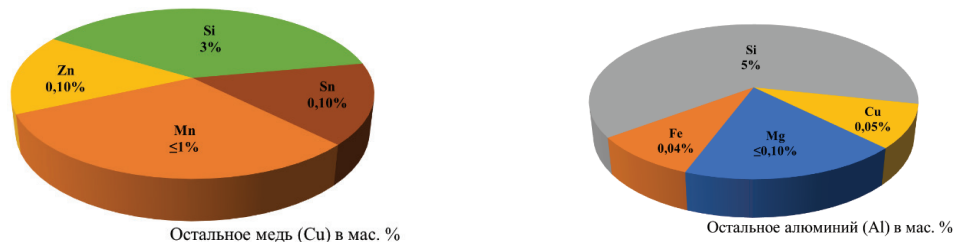


Рис. 1. Химический состав используемых проволок для получения объемных образцов методом холодного переноса металла

Наплавка медной проволоки осуществлялась с использованием робота с числовым программным управлением и многофункциональным устройством подачи проволоки для аргонодуговой сварки FANUC Robot M-10iA. Материалом для наплавки послужили медная и алюминиевая проволоки диаметром 1,2 см, наплавка осуществлялась в среде аргона на переменном токе. Подложка, на которую проводилось послойное наплавление, представляла собой медную пластину толщиной

10 мм. В результате наплавки были получены образцы высотой 10 см и толщиной 7 мм. В качестве характеристики, описывающей прочность исследуемого материала, выступает микротвердость. Измерение микротвердости проводили по методу Виккерса в соответствии со стандартом ИСО 6507–1:2005 «Материалы металлические. Определение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод испытания». Нагрузка на индентор составляла 1,96 Н (микротвердомер HXD–1000TM/LCD), время приложения и удержания нагрузки — 15 с, снятия испытательной нагрузки — 5 с. Схематическое представление сварочного робота и образца, который был получен в результате наплавки, показано на рис. 2.

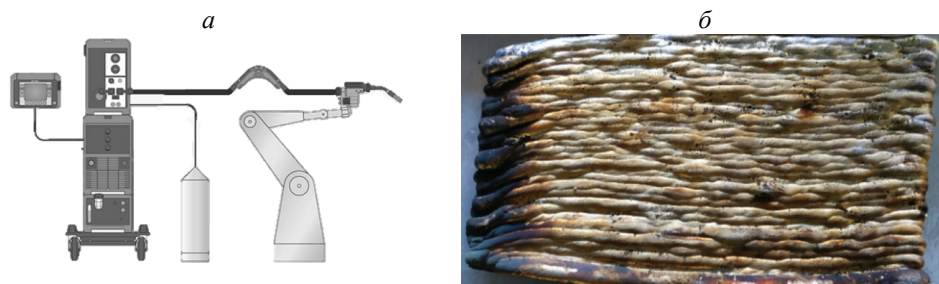


Рис. 2. Схематическое представление процесса наплавки с использованием FANUC Robot M-10iA:

*а* — схема сварочного робота; *б* — послойное наплавление металла на медную подложку

Для получения более достоверных экспериментальных данных из объема материала методом электроэрозионной резки был вырезан образец площадью  $25 \times 25$  мм. Значение микротвердости полученного сплава усреднялось по 45 измерениям.

В результате работы установлен режим аддитивно-дуговой наплавки, позволяющий получать образцы заданных размеров. Измерения микротвердости показали, что средняя микротвердость сплава системы Cu–Al, полученного методом холодного переноса металла, составляет  $164,81 \pm 8,22$  HV. Наблюдается увеличение прочностных характеристик относительно сплавов системы Cu–Al, полученных методами литья. Полученные в работе экспериментальные результаты подтверждаются работами других авторов, исследующих механические характеристики сплава Cu–9Al–4Fe–4Ni–1Mn, полученного методом аддитивно-дуговой наплавки. Увеличение прочностных характеристик

сплава может быть связано с образованием более однородной и мелкозернистой структуры во время наплавки [4].

### Литература

1. Interface corrosion behavior of copper-aluminum laminated composite plates in neutral salt fog / Y. Zhang [at al.] // *Materials Research Express*. 2019. V. 6 (9). 0965A3.
2. Exploring the fatigue strength improvement of Cu-Al alloys / R. Liu [at al.] // *Acta Materialia*. 2018. V. 144. P. 613–626.
3. Ultrafast laser-enabled 3D metal printing: A solution to fabricate arbitrary submicron metal structures / D. Wang [at al.] // *Precision Engineering*. 2018. V. 52. P. 106–111.
4. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu–9Al–4Fe–4Ni–1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing / C. Dharmendra [at al.] // *Additive Manufacturing*. 2019. V. 30. 100872.

УДК 621.721.01

**Л. Хуан,<sup>1,2\*</sup> С. В. Коновалов<sup>1</sup>, К. А. Осинцев<sup>1</sup>, С. Чэнь<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup> Самарский национальный исследовательский университет  
им. акад. С. П. Королёва, г. Самара<sup>2</sup> Университет Вэньчжоу, г. Вэньчжоу (КНР)*\*huangleichinawzu@gmail.com*

## СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА ДЛЯ УСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

В работе была предложена система обнаружения трещин, образующихся при затвердевании металла в процессе сварки. Используя соотношение длины поверхностной трещины и сварного шва в качестве индикаторов трещинообразования, исследовали влияние основных параметров сварки холодным переносом металла, таких как скорость подачи проволоки, скорость сварки, коррекцию длины дуги на качество сварного соединения.

*Ключевые слова:* холодный перенос металла, сварка, трещинообразование, параметры процесса, оптимизация

**L. Huang, S. V. Konovalov, K. A. Osintsev, X. Chen**

## STATISTICAL ANALYSIS OF COLD METAL TRANSFER PROCESS PARAMETERS TO ELIMINATE SOLIDIFICATION CRACKS

It was built a weld solidification cracking susceptibility testing system. Using the ratio of the surface crack length and weld length as solidification cracking susceptibility, the effect of main CMT welding parameters, such as wire feed speed, welding speed, arc length correction on susceptibility of solidification cracking was investigated.

*Key words:* cold metal transfer, welding, solidification cracking susceptibility, process parameters, optimization

**Р**азработана система обнаружения трещин, образующихся при затвердевании сварного шва в процессе сварки методом холодного переноса металла. Используя соотношение длины поверхностной

трещины и сварного шва в качестве индикаторов трещинообразования, исследовали влияние основных параметров сварки холодным переносом металла, таких как скорость подачи проволоки, скорость сварки, коррекция длины дуги на качество сварного соединения. Результаты показывают, что увеличение подачи проволоки может повысить склонность к растрескиванию, однако увеличение скорости сварки и уменьшение длины дуги может эффективно снизить склонность к образованию трещин при затвердевании. С точки зрения влияния многих факторов на восприимчивость к растрескиванию предложена математическая модель скорости растрескивания при затвердевании сварного шва, основанная на методике поверхности отклика:  $НС = -174,1 + 9,7 \cdot V + 346,5 \cdot U - 7,9 \cdot L - 15,3 \cdot L \cdot U + 10,9 \cdot L \cdot V + 178,3 \cdot U \cdot V$ . Первоначальный результат прогнозирования показал, что созданная модель может адекватно предсказывать скорость горячего растрескивания в диапазоне используемых параметров сварки. В последующем модель была использована для оптимизации параметров сварки с целью получения сварных швов без трещин.

УДК 621.762

**Н. М. Рышков\*, Г. Ж. Муканов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

\*nikolai-ryshkov@mail.ru

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук С. И. Степанов

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА

В работе методами растровой электронной микроскопии, металлографии и испытанием на растяжение изучено влияние режимов селективного лазерного плавления на структуру и свойства титана марки VT1–0. Показано влияние параметров селективного лазерного плавления, таких как мощность лазерного излучения, шаг сканирования, толщина слоя на структуре и пористости.

*Ключевые слова:* VT1–0, послойное лазерное сплавление, пористость, титан, 3D-печать, порошок, механические свойства

**M. N. Ryshkov, G. J. Mukanov**

## INFLUENCE OF SELECTIVE LASER MELTING PARAMETERS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM

In this work, by the methods of scanning electron microscopy, metallography, and tensile testing, the effect of selective laser melting modes on the structure and properties of VT1–0 titanium is studied. The effect of selective laser melting parameters, such as laser power, scanning step, layer thickness on the structure and porosity, is shown.

*Key words:* commercial pure titanium, layered laser fusion, porosity, titanium, 3D printing, powder, mechanical properties

**А**нализ литературных данных показывает, что послойное лазерное плавление является перспективным методом изготовления изделий из титановых сплавов, в том числе в медицинских целях. Но в настоящее время недостаточно изучено влияние режимов селективно-

го лазерного плавления на свойства и структуру технически чистого титана.

В связи с этим целью работы было исследовать влияние режимов селективного лазерного плавления на структуру и свойства нелегированного титана марки ВТ1–0.

В процессе исследования были поставлены следующие задачи.

1. Установить влияние мощности лазерного излучения, шага сканирования, толщины сплавляемого слоя на структуру и пористость.
2. Определить влияние параметров СЛП на формирование комплекса механических свойств технического чистого титана ВТ1–0.

В ходе работы было исследовано несколько партий титановых образцов, изготовленных методом СЛП. Проведены механические испытания, по результатам которых были выбраны образцы с максимальными и минимальными значениями остаточной пористости. Ключевыми характеристиками при выборе образцов стали условный предел текучести и плотность образца, которые зависят от значений остаточной пористости.

При изготовлении образца с наименьшей остаточной пористостью использованы следующие параметры: мощность лазерного излучения 220 Вт, скорость сканирования — 900 мм/с, шаг штриховки — 140 мкм, шаг в контуре 100 мкм, суммарная плотность энергии — 34,9 Дж/мм<sup>3</sup>. Типичный внешний вид микроструктуры образцов представлен на рис. 1.

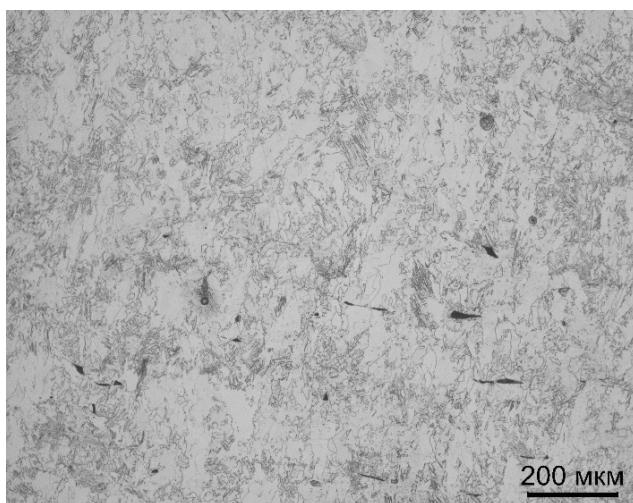


Рис. 1. Структура вдоль направления печати



Микроструктура представлена зернами  $\alpha$ -фазы, близкой к равноосной, но на некоторых участках может наблюдаться пластинчатая структура  $\alpha'$ -мартенсита, которая образовалась вследствие превращения  $\beta$ -фазы по сдвиговому механизму за счет высоких скоростей охлаждения и теплоотвода в металл.

Анализ скорости сканирования и мощности лазерного излучения может предоставить картину того, как следует выбирать параметры печати, чтобы получить образцы с максимальной плотностью. Для этого предложено так называемое "processing window" или «окна обработки» (рис. 2).

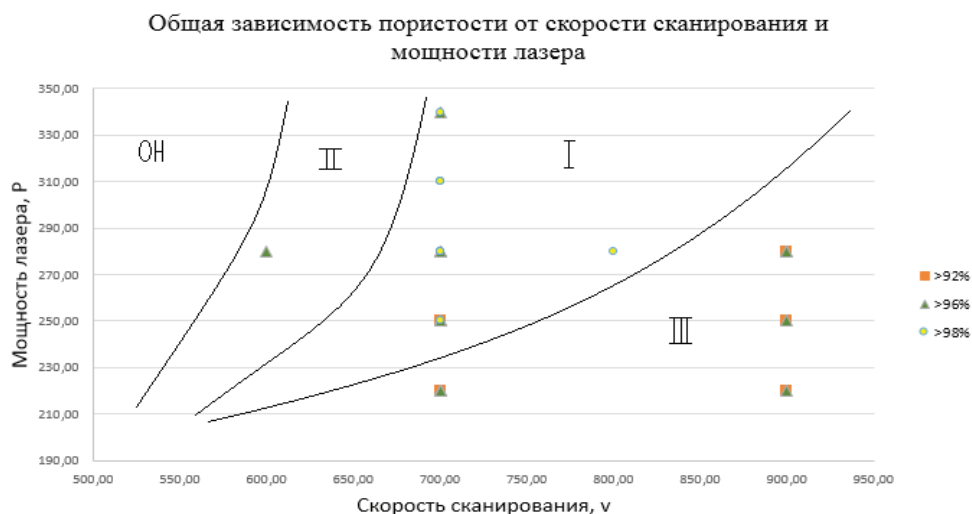


Рис. 2. Окно обработки скорости сканирования и мощности лазера в зависимости от плотности образцов

Исходя из анализа полученного графика можно сделать вывод, что при использовании параметров печати I-й зоны будут получаться образцы практически со 100 % пористостью.

Также нам следует избегать параметров зоны OH, поскольку выделяемое тепло не может быть отведено немедленно, поэтому, используя такие параметры, мы можем получить дефектный конечный образец в связи с разбрызгиванием частиц сплавляемого порошка.

Параметры зоны II и III, которые называются «предельными параметрами», могут использоваться для изготовления образцов с различными уровнями пористости.

При более высоком подводе энергии в зону I будут образовываться горячие трещины, в зоне II — полностью плотные образцы, а в зону III — будет приводить к эффекту комкования из-за неустойчивости ванны расплава.

В опытах с применением метода селективного лазерного плавления удалось получить полностью плотные образцы из титанового порошка ВТ1—0 при уровне достижения относительной плотности выше 99 %, а при изготовлении тонкостенных титановых образцов уровень достижения относительной плотности выше 97,6 %.

УДК 621.762

**Г. Ж. Муканов**

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

*usuals@bk.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук С. И. Степанов

## ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ЯЧЕИСТОГО ТИТАНОВОГО ИМПЛАНТАТА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЛП, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МКЭ

Объектами исследования являются ячеистые конструкции из  $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава мартенситного класса ВТ6. Метод конечных элементов при помощи различных программных комплексов является перспективным способом прогнозирования и выявления зон локализации эквивалентных деформаций и напряжений в образцах из титанового сплава ВТ6. Предоставляется возможность расчетным путем создать ячеистую структуру имплантата с пониженным модулем упругости. В связи с этим в работе была поставлена цель: изучить механические свойства высокопрочного ячеистого титанового сплава ВТ6 медицинского назначения, полученного аддитивным методом.

*Ключевые слова:* титан, ansys, МКЭ, аддитивные технологии, ячеистые структуры, имплантат, ВТ6

**G. J. Mukanov**

## EVALUATION OF MECHANICAL BEHAVIOR OF CELLULAR TITANIUM IMPLANT OBTAINED BY SLM METHOD USING FEM

The objects of research are cellular structures made of  $(\alpha + \beta)$  — titanium alloy of martensitic class VT6. The finite element method with the help of various software systems is a promising way to predict and identify the localization zones of equivalent strains and stresses in samples of titanium alloy VT6. It is possible by calculation to create a cellular structure of the implant with a reduced modulus of elasticity. In this regard, the aim was set in the work: to study the mechanical properties of high-strength, cellular titanium alloy-VT6 for medical purposes, obtained by the additive method.

*Keywords:* titanium, ansys, FEM, additive technologies, cellular structures, implant, Ti64

Анализ литературных источников свидетельствует о дефиците необходимых данных по исследованию механического поведения ячеистых структур типа алмаза и пересеченных сфер, а также данных по прочностным и упругим свойствам для исследуемой архитектуры.

Целью работы явилось изучение механического поведения двух видов ячеистых титановых имплантатов с разной долей пор, полученных методом селективного лазерного плавления.

Исходя из цели исследования поставлены следующие задачи:

- 1) определить напряженно-деформированное состояние, используя ПО на основе метода конечных элементов, при условиях, приближенных к требованиям международного стандарта ИСО13314;
- 2) провести испытания на одноосное сжатие пористых титановых образцов в соответствии с международным стандартом ИСО13314;
- 3) оценить результаты моделирования механического поведения ячеистых структур с разными архитектурой элементарной ячейки и содержанием пор.

В результате приложения распределенной нагрузки на ячеистый имплантат возникают эквивалентные напряжения, которые можно охарактеризовать с помощью 3D-эпюры напряженного состояния.

Было проведено 8 симуляций сжатия титанового образца в программном комплексе Ansys Mechanical для каждой архитектуры с разным содержанием пор и выявлено напряженно-деформированное состояние для каждого из них (рис. 1).

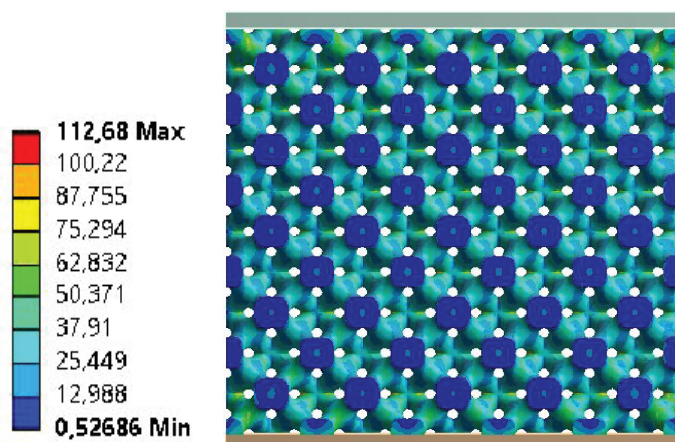


Рис. 1. Эквивалентные напряжения фон Мизеса для образца с 60 %-ой пористостью

С увеличением содержания пор в материале увеличиваются максимальные эквивалентные напряжения. Так, в образце с долей пор 50 % максимальное эквивалентное напряжение по фон Мизесу при нагрузке, равной 5 кН, достигает 112 МПа. У образца с долей пор 80 % значения максимального напряжения возрастает до 330 МПа.

Модуль упругости ячеистой структуры будет определяться не только пористостью (плотностью материала), но и пространственной геометрией ячеистой структуры. Таким образом, метод конечных элементов позволяет более точно оценивать упругие характеристики пористых материалов. Были выполнены механические испытания на сжатие высокопористых образцов из титанового сплава Ti-6-4 в соответствии с ISO 13314. Выявлено, что изменение ячеистой структуры имплантата при нагружении происходит ступенчато. Вначале в процесс деформации и последующего разрушения вовлекаются периферийные приконтактные области металла. В последующем деформация распространяется вглубь материала. Изменение профиля ячейки по ходу испытания является немонотонным процессом, связанным с локализацией напряжений и деформаций в вертикальных перемычках ячеистой структуры имплантата (рис. 2).



Рис. 2. Механическое поведение образца с 60 % пор при сжатии

Как видно из рис. 2, с увеличением нагрузки эквивалентная деформация переходит от средних рядов до места контакта образца с плита-

ми, одновременно с этим в местах, где деформация протекала в первую очередь, поры полностью сжались, и происходит разрушение перемычек.

Полученные результаты могут служить основой для получения имплантатов с разной пористостью в соответствии с международным стандартом ИСО13314, что позволит не только воссоздавать точную форму кости человека по данным томографии, но и воспроизводить биомеханические свойства костей с различной ячеистой структурой.

.....

# СОДЕРЖАНИЕ

.....

<b>СЕКЦИЯ 1. СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ.....</b>	<b>4</b>
Н. Н. Ситников, А. В. Шеляков, И. А. Хабибуллина, Г. В. Сивцова. СЛОИСТЫЕ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ ЛЕНТЫ ИЗ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ С ОБРАТИМЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ .....	5
А. В. Шалин, А. С. Степушин, Ф. В. Макаров. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ОКИСЛЕНИЯ В ВОЗДУШНОЙ АТМОСФЕРЕ НА СТОЙКОСТЬ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ОБРАБОТКЕ В ВАКУУМЕ .....	9
Н. И. Бушуева. ВОЛОЧЕНИЕ МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ С УЧЕТОМ СКОРОСТНЫХ ЭФФЕКТОВ ПРОЦЕССА .....	13
Ю. В. Замараева. ОБЖАТИЕ МАГНИЕВОГО ШАРА ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ .....	17
А. Н. Морозова, В. А. Хотинков, Г. В. Шапов, В. М. Фарбер. ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ УДАРНОМ ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ ВЫСОКОВЯЗКОЙ СТАЛИ .....	21
Д. Н. Абдуллина, И. В. Хомская, В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова, А. Э. Хейфец. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ $Cu-Cr$ , $Cu-Zr$ И $Cu-Cr-Zr$ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИИ .....	24
А. Г. Игневская, А. И. Базлов, Н. Ю. Табачкова, Д. В. Лузгин. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ ЛЕНТ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ .....	28
Д. Н. Абдуллина, И. В. Хомская, С. В. Разоренов, Е. В. Шорохов, Г. В. Гаркушин. ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ И СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ .....	32
Д. Н. Абдуллина, Т. Р. Суаридзе, Ю. В. Хлебникова, Л. Ю. Егорова, Д. П. Родионов. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АНТИКОРРОЗИ- ОННЫХ СВОЙСТВ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ СПЛАВОВ $Cu-Ni-Me$ И $Ni-Me$ .....	36



Е. А. Яковлева, Г. Д. Мотовилина, Е. И. Хлусова. ИССЛЕДОВАНИЯ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ .....	39
Ю. Д. Дитковская, В. А. Лопатин. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРУТКОВ И ПРОВОЛОКИ ИЗ НОВЫХ БЕЗНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЗОЛОТА .....	43
Н. П. Ануфриев, Д. А. Кустов. ВЫБОР РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗОНЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ .....	47
А. И. Морозова, А. Н. Беляков. ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ Cu–Cr–Zr СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ .....	49
М. С. Ткачёв, А. С. Луговская, А. Г. Пилипенко, А. И. Морозова. ВЛИЯНИЕ РКУП-КОНФОРМ НА МИКРОСТРУКТУРУ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr .....	53
С. В. Данилов, В. И. Пастухов, В. Ю. Ярков, А. Е. Устинов, Э. Г. Мурадян. ВОЗМОЖНОСТИ ОРИЕНТАЦИОННОЙ МИКРОСКОПИИ ПРИ АНАЛИЗЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ТМСР .....	57
М. С. Шалаева, Ю. Н. Логинов. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ МЕДНЫХ ТРУБ .....	61
А. С. Надолько, Н. Н. Загиров, Ю. Н. Логинов. СВОЙСТВА СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПЕРЕРАБОТКИ МЕДНОЙ СЕЧКИ .....	64
Д. Ю. Абашев. ПОСЛЕДСТВИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЦИРКОНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ .....	67
Р. Ю. Барков, А. Г. Мочуговский, О. А. Яковцева, А. В. Поздняков. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Y–Er–Zr–Sc С ПРИМЕСЯМИ Fe И Si .....	71
М. Ю. Панченко, Е. Г. Астафурова, Г. Г. Майер, С. В. Астафуров, В. А. Москвина, Е. В. Мельников, К. А. Реунова, А. С. Михно. ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ $\delta$ -ФЕРРИТА НА ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ .....	75

А. С. Атамашкин, Е. Ю. Приймак. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ И ПОСЛЕСВАРОЧНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ .....	78
М. Н. Ситкина, О. А. Яковцева, Р. Ю. Барков, О. И. Мамзурина. ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ СКОРОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al–Zn–Mg–Ni–Zr–Sc .....	82
А. В. Поздняков, Р. Ю. Барков, М. Н. Ситкина, С. М. Амер. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА Al–6 %Cu–4,05 %Er .....	86
И. В. Снегирёв. НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КРОМКИ ПРИ ПРОКАТКЕ ПОЛОСЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА .....	90
Д. Д. Хаматов. НАКОПЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЦИКЛЕ ИЗГИБА–РАЗГИБА ПРОВОЛОКИ .....	94
Е. Л. Гюлиханданов, Е. Л. Алексеева. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ЭП718 .....	98
Ф. В. Макаров, Е. В. Журбина, О. З. Пожого. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВИТ-6 .....	102
П. Л. Резник, Б. В. Овсянников, Н. М. Дорошенко. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Cu–Mn–Ti .....	106
У. Ю. Фролова, Д. К. Голованова, О. В. Селиванова, В. А. Хотинков. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ В ОБРАЗЦЕ СТАЛИ 10Г2, РАЗРУШЕННОМ РАСТЯЖЕНИЕМ .....	110
М. Н. Ситкина, А. О. Мослех, С. В. Медведева, А. Д. Котов. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК Fe И В НА СТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА ВТ14 .....	113

А. А. Кишик. СПЛАВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ .....	117
А. Т. Жакупова, А. Н. Жакупов, В. А. Салина. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ЗАГОТОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ .....	121
А. Г. Мочуговский, Р. Ю. Барков, А. В. Поздняков, А. В. Михайловская. ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ L <sub>12</sub> -ФАЗЫ В СПЛАВАХ Al–Mg–ПМ/РЗМ .....	124
Е. А. Путилова, С. М. Задворкин, Э. С. Горкунов, И. Н. Веселов, И. Ю. Пышминцев. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НЕФТЕГАПРОМЫСЛОВОЙ ТРУБНОЙ Cr–Mo СТАЛИ, ЭКСПЛУАТИРУЕМОЙ В КИСЛОЙ СРЕДЕ .....	128
Е. А. Поволяева, М. С. Озеров, С. В. Жеребцов. ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Ti–15 % Mo/TiB .....	132
Е. С. Панина, Н. Ю. Юрченко, Н. Д. Степанов, С. В. Жеребцов, Г. А. Салищев. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Ti <sub>1,89</sub> NbCrV <sub>0,56</sub> .....	136
И. В. Соловьёв, О. Ю. Корниенко, К. А. Стрельников. СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ 13ХФА ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ .....	139
И. В. Соловьёв, О. Ю. Корниенко, А. А. Абзалова. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНУЮ ПОЛОСЧАТОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ .....	142
Е. А. Кулишова, А. И. Кравцова. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОСЛЕ ЛИТЬЯ И БЕССЛИТКОВОЙ ПРОКАТКИ- ПРЕССОВАНИЯ .....	144

А. О. Семенюк, М. В. Климова. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСО- КОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeMnNiC}_x$ ( $x = 0; 0,5; 1;$ 2 ат. %) .....	148
Л. И. Зайнуллина, И. В. Александров. ВЛИЯНИЕ ЭДУ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИПД .....	152
И. С. Бражников, Е. С. Ткачёв, Ю. И. Борисова. ПРИЧИНЫ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ПОРОГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ 9%Cr СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ТАНТАЛОМ .....	156
А. Г. Стоцкий, Т. В. Яковлева, Г. С. Дьяконов, А. В. Поляков, И. П. Семенова. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8M-1 ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ .....	160
А. Д. Березнер, М. В. Бойцова, Т. Н. Плужникова, В. А. Фёдоров, Д. Ю. Федотов, А. В. Яковлев. ВЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr .....	164
М. А. Рябцева, Н. А. Ночовная. ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ ОПЫТНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ АЛЮМИНИЯ .....	167
Е. П. Николаева, Н. Н. Соболева, А. В. Макаров. ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ИНДЕНТОРОМ ИЗ DBN НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ $\text{NiCrBSi}-\text{Cr}_3\text{C}_2$ ПОКРЫТИЯ .....	171
А. К. Степченков, А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, А. А. Вопнерук, А. Б. Котельников. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ $\text{NiBSi}$ ПОКРЫТИЯ .....	174
Е. А. Меркушкин, М. А. Сержанин, А. С. Кириллова. ЛОКАЛЬНАЯ КОРРОЗИЯ CR-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ УГЛЕРОДОМ И АЗОТОМ .....	178

С. О. Морозов, М. А. Глебова, А. А. Потапова, С. М. Никифорова. ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКОЙ .....	182
Е. А. Руденя, И. В. Иванов. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СТЕРЖНЯ И СТАЛЬНОЙ МИШЕНИ .....	186
К. А. Осинцев, И. А. Комиссарова, Е. Д. Крюкова, С. В. Коновалов, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1–0, ПОДВЕРГНУТОГО ВОЗДЕЙСТВИЮ ТОКОВЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ .....	190
Ю. И. Борисова, Д. Ю. Юзбекова, А. А. Могучева. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ AlMgMnSc СПЛАВА.....	194
А. Е. Устинов, В. Ю. Ярков, Э. Г. Мурадян, В. И. Пастухов. СТРУКТУРА СТАЛИ X12HMBФCР ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА .....	198
С. Л. Демаков, О. А. Коэмец, Ю. Н. Оленева. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЯ ПЕРИОДОВ РЕШЕТКИ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТА В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ .....	202
К. В. Дубровин, П. О. Селиванов, Г. В. Шапов, И. В. Нарыгина. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 20X13 .....	206
Д. С. Ворошилов, С. Б. Сидельников, М. М. Мотков, О. В. Якивбюк, В. М. Беспалов, Т. В. Бермешев, А. В. Дурнопьянов, Д. В. Назаренко. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПРУТКОВ И ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-P3M .....	209
М. В. Майсурадзе, М. А. Рыжков Д. И. Лебедев, Е. Д. Антакова. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ .....	213
М. В. Майсурадзе, М. А. Рыжков, Д. И. Лебедев, Е. Д. Антакова. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ЗАКАЛОЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ .....	216

М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина, Д. И. Лебедев, А. А. Кириллова. ПРИМЕНЕНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ПОСЛЕ ЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ .....	220
М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина, Д. И. Лебедев, А. А. Леонтьева. СТАБИЛИЗАЦИЯ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ПРИ БЕЙНИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СТАЛИ 25Г2С2Н2МА .....	223
А. А. Куклина, Ю. В. Юдин, П. Д. Лебедев, М. В. Майсурадзе. ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ МЕТОДОМ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ .....	227
А. А. Куклина, Ю. В. Юдин, П. Д. Лебедев, М. В. Майсурадзе. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ НА КИНЕТИКУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ .....	231
А. А. Гусев, Е. С. Алиева, Н. П. Ануфриев. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ X8013Cr, СТОЙКИХ К УГЛЕКИСЛОТНОЙ КОРРОЗИИ .....	235
<b>СЕКЦИЯ 2. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ И ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ .....</b>	<b>239</b>
А. О. Петрова, К. И. Луговая, Р. И. Петров. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ И РОСТА ФАЗЫ $Ti_3Al$ .....	240
К. А. Мамчиц, С. Х. Эстимирова, А. И. Килин. ФОРМИРОВА- НИЕ СТРУКТУРЫ ДВУХФАЗНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ Cr–Mn–Mo-СТАЛИ ПРИ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКЕ .....	243
А. Тёммес, И. В. Иванов, А. А. Руктуев. ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ РЕШЕТКИ СПЛАВА Ti–25Nb ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ .....	247
И. С. Зуйко. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Cu–Mg ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ И СТАРЕНИЯ ....	251
Ф. В. Водолазский, С. Л. Демаков, М. А. Шабанов. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СПЛАВА ВТИ-4 .....	255

О. И. Молчанова. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБНТ1,7 МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ .....	259
А. Э. Свирид, Е. С. Белослудцева, А. В. Пушин. ЭЛЕКТРОННО- МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДВУХ СИСТЕМ Cu–Ni–Al И Ni–Mn–Fe .....	263
АН. М. Хмыльниина. ПРИЧИНЫ НЕСТАЦИОНАРНОСТИ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ ТРУБ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ .....	267
В. Е. Веселова, С. В. Гладковский, В. П. Волков, Д. Р. Салихьянов. РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ДИАПАЗОНЕ .....	270
А. А. Васильев, Н. А. Голубков, Д. Ф. Соколов, С. Ф. Соколов. ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ .....	274
Д. И. Давыдов, Н. В. Казанцева, Н. А. Попов. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ В КОБАЛЬТОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ .....	278
Н. Н. Никульченков, Э. Г. Мурадян, А. Б. Логинов. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ FINEMET МЕТОДОМ ЗОНДОВОЙ МИКРОСКОПИИ .....	282
Н. Н. Никульченков, А. Б. Логинов, О. И. Пятунина, К. Г. Ильясова, А. А. Фебенчукова, И. М. Касьянов, А. Ю. Минаков. ЗОНДОВАЯ МИКРОСКОПИЯ АМОРФИЗИРУЮЩИХСЯ ТОНКИХ СЛОЕВ СИСТЕМЫ Fe–Si–Cu–Mg–O .....	286
Н. Н. Никульченков, А. С. Юровских, А. А. Редикульцев. МОДЕЛЬ АМОРФИЗАЦИИ ИЗ ТВЕРДОГО СОСТОЯНИЯ В ТОНКОЙ ПЛЕНКЕ СИСТЕМЫ Fe–Si–Cu–Mg–O .....	290
О. В. Водопьянова, Н. А. Страшкова, С. О. Непряхин. ВЛИЯНИЕ РАССОГЛАСОВАНИЯ СКОРОСТЕЙ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ПРОКАТКЕ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛА .....	294



О. В. Водопьянова, Н. А. Страшкова, С. О. Непряхин. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РАССОГЛАСОВАНИЯ СКОРОСТЕЙ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ПРОКАТКЕ НА ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ .....	297
Е. В. Брусницына, Р. Ф. Муфтахетдинова, Т. В. Тютрина. МАРТЕНСИТ И МАРТЕНСИТОПОДОБНЫЕ СТРУКТУРЫ В МЕТЕОРИТАХ .....	301
А. А. Андреев, А. Б. Овсянников. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 20Х ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В МКИ ТЕМПЕРАТУР .....	305
К. И. Эмурлаев. ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ AISI 321 .....	308
М. А. Мариева, А. А. Шацов. ОБРАТИМЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe—Cr—Co .....	312
Н. А. Баранникова, Ф. В. Водолазский, С. М. Илларионова, Д. Ф. Шараева, Л. Н. Кириллова, М. А. Шабанов. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ТВЕРДОСТИ ПО СЕЧЕНИЮ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА ВТ14 .....	316
А. А. Свиридова, А. А. Лебедева, С. Б. Рыбалка, О. А. Шишкина, О. В. Щербакowa. РАСЧЕТ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ .....	320
Д. С. Титов, С. Б. Рыбалка, А. А. Лебедева, И. О. Мачихина. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ РОСТА ФАЗ В ХОДЕ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ ТИПА $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ .....	324
С. О. Морозов, О. В. Пименова, М. С. Хадыев, Н. Н. Озерец, С. Б. Михайлов. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ С TRIP/TWIP-ЭФФЕКТОМ ДЛЯ СВАРКИ И НАПЛАВКИ .....	328
Л. Р. Резяпова, Р. Р. Валиев. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СТАРЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ .....	332



Е. А. Кочеткова, В. С. Цепелев, В. В. Вьюхин, В. В. Конашков. ВЯЗКОСТЬ СПЛАВА МЕЛЬХИОРА МАРКИ МН19 .....	335
М. С. Тептерев, И. А. Латушкин, А. Ф. Халимова. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ КРУПНЫХ И МЕЛКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВЕ 1565Ч .....	338
А. Г. Нежданов, С. И. Степанов. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ .....	342
Д. Л. Смирнова, В. В. Цуканов. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЗАГОТОВОК .....	346
А. А. Коренев, С. В. Гриб. ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti–39Nb–xZr (x = 5; 7; 9 МАС. %) .....	350
А. В. Желнина, М. С. Калиенко, Н. В. Щетников, А. Г. Илларионов. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ОБЪЕМОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК ФАЗ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВА Ti–10V–2Fe–3Al .....	354
С. Б. Михайлов, М. А. Смирнов, О. В. Варнак, Н. А. Михайлова, В. А. Шарапова, А. А. Баландин. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ И АМПЛИТУДНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ СТАЛИ 06Г2ФБ С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ .....	358
А. В. Королева, В. В. Ушакова, А. С. Юровских, С. М. Илларионова, С. В. Гриб. НЕОДНОРОДНОСТЬ БЕТА-ТВЕРДОГО РАСТВОРА СПЛАВА VST 3553, ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ОЛОВОМ И ЦИРКОНИЕМ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ .....	360
М. А. Зорина, Е. Д. Путинцева. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СУПЕРСПЛАВА СИСТЕМЫ Ni–Cr–Mo .....	364
Ю. Ю. Эмурлаева. ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ НА ГРАНИЦЕ СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ .....	368

Н. Г. Россина, К. О. Дрягина, Е. Н. Попова. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ В БИОАКТИВНЫХ СРЕДАХ .....	372
<b>СЕКЦИЯ 3. ПОВЕРХНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ: СВОЙСТВА И СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ.....</b>	<b>375</b>
А. Н. Гостевская, И. А. Комиссарова, В. Е. Громов. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНА .....	376
В. А. Москвина, Е. А. Загибалова, К. Н. Рамазанов. ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА .....	380
А. С. Ишимов, Е. В. Лопатина, Л. В. Носов. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ .....	384
О. В. Маслова, Н. Н. Озерец, М. А. Павлов. МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ВЫСОКОЙ ЭНЕРГИИ .....	387
Ю. М. Модина, Р. Р. Валиев, К. С. Селиванов, Я. Н. Савина, Э. И. Усманов. АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА УМЗ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ8 М-1 И ОСОБЕННОСТИ ЕГО РАЗРУШЕНИЯ....	391
В. А. Завьялов, С. Е. Крылова, С. П. Оплеснин. ВЛИЯНИЕ ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ НА ГЕОМЕТРИЮ НАПЛАВЛЯЕМЫХ ВАЛИКОВ .....	395
И. А. Курноскин, С. Е. Крылова, С. П. Оплеснин. ВЛИЯНИЕ СВЕТОПОГЛОЩАЮЩЕГО ПОКРЫТИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ .....	399
А. С. Егорова, Т. А. Зимоглядова, Е. Г. Бушуева, В. А. Батаев. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ Ni–Cr–Si–В СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ .....	403

Е. И. Корзунова, В. А. Шарапова, О. В. Пименова. ТЕХНИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ СПОСОБНОСТИ СТАЛЕЙ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ УПРОЧНЕНИЮ .....	406
Д. Н. Макеев, О. В. Захаров. ТЕХНОЛОГИЯ НАНЕСЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ .....	410
А. А. Орлов, Д. С. Савостин, А. А. Соловьёв. ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА Co—Cr—Mo .....	414
И. Ю. Шубин, Я. Ю. Никитин. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТИ-4 В ХЛОРИД- И СЕРОСОДРЕЖАЮЩИХ СРЕДАХ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ .....	417
О. Э. Матц, М. В. Рашковец. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ti—Al—Mn .....	421
Д. С. Савостин, А. С. Соловьёв. МАГНИТНО-МЯГКИЕ ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С ДОБАВКАМИ РЗМ .....	425
И. А. Комиссарова, К. А. Осинцев, С. В. Коновалов, С. В. Воронин, М. А. Епифанцев, Ю. В. Никитина. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА .....	428
П. В. Андреев, Л. С. Алексеева, П. Д. Дрожилкин, К. Е. Сметанина, К. О. Каразанов, М. С. Болдин, С. С. Балабанов. ПЛАКИРОВАНИЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ ИТТРИЙ-АЛЮМИНИЕВЫМ ГРАНАТОМ .....	431
О. С. Петухова, Е. Д. Гуркина, Е. А. Смирнова. СУЩНОСТЬ ПРОЦЕССА ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ .....	435
Д. А. Гудзь, П. В. Андреев, К. Е. Сметанина. ВЛИЯНИЕ ПОДГОТОВКИ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ПСЕВДО- $\alpha$ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА РЕЗУЛЬТАТЫ РЕНТГЕНОФАЗОВОГО АНАЛИЗА .....	438
Ю. А. Рубанникова, В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Е. В. Полевой. ТОНКАЯ СТРУКТУРА ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ 100-М РЕЛЬСОВ .....	442

<b>СЕКЦИЯ 4. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ В МЕТАЛЛОВЕДЕНИИ .....</b>	<b>446</b>
С. В. Фенский, П. В. Захаров. МОЛЕКУЛЯРНО- ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ НА ГРАНИЦЕ Ni–Al ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ .....	447
В. Н. Липунов, А. В. Маркидонов. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА В ГЦК-КРИСТАЛЛЕ ПРИ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ .....	451
К. В. Зайцева, А. А. Юрьев, Н. И. Сидоров. ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ ВАНАДИЙ-ВОДОРОД, ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ КИСЛОРОДА И СЕРЫ НА ПРОНИЦАЕМОСТЬ .....	455
А. В. Берштейн, Л. А. Лобанова, С. В. Данилов. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ $\gamma \rightarrow \alpha$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАМНОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ THERMO-CALC ДЛЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ .....	458
Е. С. Савушкина, К. Ю. Окишев. О РАСТВОРЕНИИ И ВЫДЕЛЕНИИ КАРБИДОВ В ХРОМОМОЛИБДЕНОВЫХ ЧУГУНАХ .....	462
Ю. В. Сарычева, А. А. Куклина, П. Д. Лебедев, М. В. Майсурадзе, Ю. В. Юдин. ПОИСК МОДЕЛИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛОГИСТИЧЕСКОЙ ФУНКЦИИ КИНЕТИКИ РОСТА НОВОЙ ФАЗЫ .....	464
В. Ю. Ярков, А. Е. Устинов, В. И. Пастухов. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ТРУБ ИЗ СПЛАВА Zr–2,5 % Nb МЕТОДАМИ СЭМ .....	468
Д. Н. Клименко, Н. Ю. Юрченко, Н. Д. Степанов, С. В. Жеребцов. ПРЕДСКАЗАНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr .....	472
Э. Г. Мурадян, В. Ю. Ярков, А. Е. Устинов. ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКИХ СОСТАВОВ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ ОБРАБОТОК МАРТЕНСИТО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ	

НА ОСНОВЕ X13 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ .....	474
Э. А. Аглетдинов, А. Ю. Виноградов, Д. А. Дрозденко.	
СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ МАГНИЯ .....	478
М. П. Пузанов. ВАРИАНТ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПРИ СЖАТИИ ЦИЛИНДРА ИЗ АНИЗОТРОПНОГО МАТЕРИАЛА .....	
	481
А. В. Владимиров, Г. А. Орлов. КВАЛИМЕТРИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА МУФТОВОЙ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ ТРУБ НЕФТЯНОГО НАЗНАЧЕНИЯ .....	
	485
Л. А. Лобанова, А. В. Берштейн. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ СТАЛЕЙ СУПЕРМАРТЕНСИТНОГО КЛАССА .....	
	489
А. Г. Орлов. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗДАЧИ РАЗНОСТЕННЫХ ТРУБ .....	
	493
В. А. Данилов, Д. Л. Мерсон. ОЦЕНКА КОРРОЗИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ .....	
	496
Н. А. Худякова, Н. А. Баранникова, А. Г. Илларионов. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР И ИХ ВЗАИМОСВЯЗИ С ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ В СПЛАВЕ ТИТАНА ПТ-7М .....	
	500
<b>СЕКЦИЯ 5. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ, КЕРАМИЧЕСКИЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....</b>	
	503
А. Ю. Плесовских, С. Е. Крылова, С. П. Оплеснин. РАЗРАБОТКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ НЕФТЕГАЗОДОБЫВАЮЩЕЙ ОТРАСЛИ .....	
	504
А. А. Комарский, И. В. Крутикова. КЕРАМИЧЕСКИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ОКСИДЫ ИТТРИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ИСПАРЕНИЯ .....	
	508

М. С. Пархоменко, А. И. Базлов, О. И. Мамзурина. ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ МАРГАНЦА НА ТЕРМИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ $(\text{Zr}_{0,5}\text{Cu}_{0,5})_{90-x}\text{Al}_{10}\text{Mn}_x$ .....	511
Д. А. Милькова, Э. Н. Занаева, А. Ю. Чурюмов, А. Иноуэ. ИССЛЕДОВАНИЕ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_{79}\text{P}_5\text{B}_{12}\text{Si}_3\text{C}_1$ .....	514
Р. И. Кузьмин, Н. Ю. Черкасова, Я. Г. Калугина. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ .....	517
И. Д. Кучумова, И. С. Батраев, Н. Ю. Черкасова, Д. К. Рыбин, А. В. Ухина. ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ В ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ПЛАНЕТАРНОЙ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ НА МОРФОЛОГИЮ И СТРУКТУРУ ЧАСТИЦ ПОРОШКА СПЛАВА $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ .....	520
С. В. Кутенева, С. В. Гладковский, С. Н. Сергеев. УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССАМИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ И ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ .....	524
М. И. Булатов, А. О. Шацов. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КВАРЦЕВОГО ВОЛОКНА .....	528
А. В. Фелюфьянова, Н. Ю. Черкасова, Р. А. Максимов, К. А. Антропова. ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНАТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ .....	531
Т. Р. Суаридзе. ЛЕНТОЧНЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ НА МЕДНО-НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ С ДОБАВКАМИ Fe, Cr, V .....	535
С. В. Поздняков, К. А. Скороход. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ СПЕКАНИЕМ СТРУЖКИ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ .....	539
И. Д. Кучумова, И. С. Батраев, Н. Ю. Черкасова, Д. К. Рыбин, А. В. Ухина. СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ НА АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ И СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ .....	542

Д. В. Прохоров, В. П. Коржов, И. С. Желтякова. ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ (Ti–Al)- и (Mo–Si–C)-СПЛАВОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ И КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ .....	546
Е. С. Белослудцева, А. В. Пушин, А. Е. Свирид, Н. Н. Куранова. СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Fe .....	549
А. В. Пушин, Е. С. Белослудцева, А. Е. Свирид, Н. Н. Куранова. СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Fe, ПОДВЕРГНУТЫХ КРУЧЕНИЮ ПОД ДАВЛЕНИЕМ .....	552
<b>СЕКЦИЯ 6. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ЯВЛЕНИЯ В МАТЕРИАЛАХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ЭКСПЕРИМЕНТА.....</b>	<b>555</b>
М. А. Пахомов, О. Е. Корольков, В. В. Столяров. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В АЛЮМИНИИ .....	556
Ю. В. Сыроватко. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕПЛОЕМКОСТЬ ДЕКАГОНАЛЬНЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ .....	558
М. С. Калиенко, А. В. Волков, А. В. Желнина, М. О. Ледер, П. Е. Панфилов. СРАВНЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ОКИСЛЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT18U и VT20 .....	562
<b>СЕКЦИЯ 7. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ .....</b>	<b>566</b>
М. О. Дмитриева. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА INCONEL 738, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ .....	567
А. В. Чемезова, А. О. Овчинникова. ОСОБЕННОСТИ МЕДНОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА MN19, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ .....	570
Я. Гэн, С. В. Коновалов, К. А. Осинцев, С. Чэнь. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА НА ПОРИСТОСТЬ СПЛАВА Ti–6Al–4V, ПРОИЗВЕДЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ .....	574



М. В. Рашковец, Н. Г. Кислов. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ .....	576
А. М. Халил, И. С. Логинова, А. Н. Солонин. ВЛИЯНИЕ Zr, Sc, Ti, В Fe И Ni НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА AA7075 ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ .....	580
М. А. Герман, И. А. Грушин, С. С. Слезов. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ В ЗАГОТОВКАХ ИЗ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ПОМОЩИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА .....	584
А. Е. Иванов, А. А. Лиджиев, Ф. В. Макаров. СРАВНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯМИ SLM И DMLM .....	588
Я. Ван, С. В. Коновалов, С. Чэнь. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПРИСАДКИ ДЛЯ ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ НА МЕСТЕ ИЗ СПЛАВА Fe–Al ПУТЕМ ДОБАВЛЕНИЯ ХРОМА.....	590
В. В. Шляров, Я. Ван, Д. В. Загуляев, А. А. Абатурова. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВА Cu–Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА .....	593
Л. Хуан, С. В. Коновалов, К. А. Осинцев, С. Чэнь. СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА ДЛЯ УСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ .....	597
Н. М. Рышков, Г. Ж. Муканов. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА .....	599
Г. Ж. Муканов. ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ЯЧЕИСТОГО ТИТАНОВОГО ИМПЛАНТАТА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЛП, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МКЭ .....	603



*Научное издание*

# УРАЛЬСКАЯ ШКОЛА МОЛОДЫХ МЕТАЛЛОВЕДОВ



## URAL SCHOOL FOR YOUNG METAL SCIENTISTS

Сборник материалов XX Международной научно-технической  
Уральской школы-семинара металлостроителей — молодых ученых

(Екатеринбург, 3—7 февраля 2020 г.)

Редакторы И. Ю. Плотникова, О. В. Климова  
Редактор иностранного языка Ю. Р. Даминова  
Компьютерный набор К. И. Луговая  
Верстка Е. В. Ровнушкиной

*Электронное сетевое издание  
размещено в архиве УрФУ  
<http://elar.urfu.ru>*

Подписано в печать 25.11.20. Формат 70×100 1/16.  
Уч.-изд. л. 30,11. Объем данных 115,0 Мб.

Издательство Уральского университета  
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ  
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5  
Тел.: 8 (343) 375-48-25, 375-46-85, 374-19-41  
E-mail: [rio@urfu.ru](mailto:rio@urfu.ru)  
<http://print.urfu.ru>





9 785799 631345